

Karsten Günther

**Werkstofftechnische Betrachtungen zum
Heißdraht unterstützten *MSG*-Auftragschweißen
hartstoffverstärkter Verschleißschutzlegierungen**

**Fertigungstechnik –
aus den Grundlagen für die Anwendung**

Schriften aus der Ilmenauer Fertigungstechnik

Herausgegeben von

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau).

Band 5

**Werkstofftechnische Betrachtungen
zum Heißdraht unterstützten
MSG-Auftragschweißen
hartstoffverstärkter
Verschleißschutzlegierungen**

Karsten Günther



Universitätsverlag Ilmenau

2018

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Angaben sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Diese Arbeit hat der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Ilmenau als Dissertation vorgelegen.

Tag der Einreichung: 3. Juli 2017

1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau)

2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Uwe Füssel
(Technische Universität Dresden)

3. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Alfons Fischer
(Universität Duisburg-Essen)

Tag der Verteidigung: 17. Januar 2018

Technische Universität Ilmenau/Universitätsbibliothek
Universitätsverlag Ilmenau
Postfach 10 05 65
98684 Ilmenau
www.tu-ilmenau.de/universitaetsverlag

readbox unipress
in der readbox publishing GmbH
Am Hawerkamp 31
48155 Münster
<http://unipress.readbox.net/>

ISSN 2199-8159 (Druckausgabe)
ISBN 978-3-86360-174-4 (Druckausgabe)
URN urn:nbn:de:gbv:ilm1-2018000025

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fachgebiet Fertigungstechnik der Technischen Universität Ilmenau. Ein Teil der darin beschriebenen Ergebnisse entstand im Rahmen des AiF-Forschungsvorhabens AiF-Nr. 18.008, finanziert durch das Bundesministerium für Wirtschaft und Energie sowie gefördert durch die Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des Deutschen Verbandes für Schweißtechnik.

Mein außerordentlicher Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann für das entgegengebrachte Vertrauen, für den wissenschaftlichen Freiraum und meine Förderung. Sein persönlicher und fachlicher Rat waren für mich immer sehr wichtig.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Alfons Fischer und Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Uwe Füssel möchte ich vielmals für die Übernahme des Koreferats, die kritische Durchsicht des Manuskripts sowie für die zahlreichen wertvollen Hinweise danken.

Bedanken möchte ich mich ebenso bei Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr. med. (habil.) Hartmut Witte für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission. Ebenso gilt mein Dank Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Edda Rädlein und Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Gunther Notni für die Abnahme der Nebenfachprüfung.

Mein herzlichster Dank gilt allen Mitarbeitern des Fachgebietes Fertigungstechnik. Ich werde diese freundschaftliche Zusammenarbeit und besondere Arbeitsatmosphäre sehr vermissen. Besonders möchte ich mich an dieser Stelle bei meinen Kollegen Willi Frisch, Klaus Schrickner, Martin Bielenin, Yarop Ali, Falk Nagel, Michael Bastick, Iris Franzke und Franziska Petzold bedanken. Sie haben mich bei der Anfertigung dieser Arbeit maßgeblich unterstützt und waren mir immer wertvolle Diskussionspartner. Ebenso möchte ich meinen ehemaligen Studenten Mathias Eiber, Robert Schulze, Stefan Krausser, Andreas Metz, Antje Kanneberg und Julia Köckritz danken.

Schließlich möchte ich mich für die Geduld, Unterstützung und Motivation durch meine Familie bedanken. Dies gilt besonders meiner Frau Natasha, meiner Schwester Franziska, Dieter und meiner lieben Mutter Maren. Ihr möchte ich diese Arbeit widmen.

Kurzfassung

Das Metall-Schutzgas(*MSG*)-Auftragschweißen von hartstoffverstärkten Verschleißschutzlegierungen weist trotz der einfachen Bedienbarkeit und des hohen Mechanisierungsgrades nur eine geringe Akzeptanz im Bereich der Beschichtungstechnik auf. Gründe hierfür liegen insbesondere in der unmittelbaren Korrelation zwischen dem Material- und Energieeintrag, wodurch hohe Drahtvorschübe zwangsläufig eine zunehmende thermische Werkstoffbeanspruchung zur Folge haben. Im praktischen Einsatz führt dies bereits bei geringen Abschmelzleistungen von ca. 5 kg/h zu hohen Aufschmelzgraden von bis zu 40 %. Zudem unterliegen temperaturempfindliche Hartphasen, wie z.B. Wolframschmelzkarbide (*WSC*), einer hohen thermischen Beanspruchung, was unter anderem auf die direkte Lichtbogenwechselwirkung zurückzuführen ist. Thermisch bedingte Zersetzungsprozesse führen hierbei zu einer Abnahme des *WSC*-Anteils, wodurch die Verschleißbeständigkeit gemindert wird.

Mit Hilfe eines zusätzlich dem Schmelzbad zugeführten Heißdrahtes wurde ein neuartiger Ansatz entwickelt und erforscht, um den Energie- und Materialeintrag beim *MSG*-Auftragschweißen zu entkoppeln. Neben den verringerten Prozessleistungen bei gleichbleibender Auftragmasse wurde dies insbesondere durch die Verringerung der Schmelzbadtemperaturen nachgewiesen. Hierdurch konnte eine hochproduktive Herstellung aufmischungsarmer Verschleißschutzschichten umgesetzt werden.

Die Auswirkung auf die Hartphasencharakteristik erfolgte zunächst anhand *FeCr(V)C*-Hartlegierungen. Es konnte aufgezeigt werden, dass sich die nahezu unabhängige Regelung von Abschmelzleistung und Aufschmelzgrad positiv auf die Ausscheidung von Primärkarbiden bzw. Hartphasen auswirken. Im Gegensatz zum *MSG*-Prozess gelang es hierdurch einlagige Verschleißschutzschichten mit einem deutlich höheren Hartphasenanteil und höherer Verschleißbeständigkeit herzustellen.

Bei *Ni*-Basis-Legierungen mit eingelagerten *WSC* wurde festgestellt, dass sich der Einsatz eines Heißdrahtes positiv auf die Hartphasenverteilung auswirkt. Aufgrund modifizierter Schmelzbadströmungen konnten die für *WSC* typischen schwerkraftbedingten Seigerungeffekte unterbunden werden, einhergehend mit einer homogenen Verteilung der Hartphasen. Im Vergleich zum optimalen *MSG*-Prozessfenster betrug der erzielbare *WSC*-Anteil jedoch nur die Hälfte. Zur Klärung der Ursache wurde ein Ansatz entwickelt, um die thermisch bedingte Zersetzung von *WSC* quantitativ zu beschreiben. Basierend auf der Einführung eines Zersetzungskennwertes konnte hierdurch erstmals der Einfluss der Schmelzbadgröße, des Aufschmelzgrades und des Tropfenübergangs separat und quantitativ aufgeschlüsselt werden. Hierdurch konnte der geringere *WSC*-Anteil beim *MSG-HD*-Verfahren schließlich den Eigenschaften des Lichtbogens und Tropfenübergangs zugewiesen werden. Ferner wurde im Rahmen dieser Arbeit erstmals die Entstehung des Zersetzungssaums bei *WSC* experimentell nachvollzogen.

Abstract

Despite the easy handling and the high degree of mechanization, gas metal arc welding (*GMAW*) of hardfacings has a low acceptance. The main reason is due to the direct correlation between the material and energy input, so that high wire feed rates immediately go along with an increasing thermal impact of the welding material. With respect to practical applications, high dilution rates of app. 40 % are the result of relatively low deposition rates of app. 5 kg/h, limiting the productivity and competitiveness. Furthermore, temperature sensitive hard phases such as fused tungsten carbides (*FTC*) underlie a high thermal load, which can mainly be attributed to the direct arc interaction. Degradation processes finally lead to a decrease of the *FTC*-content and wear resistance.

By means of a hot wire additionally fed in the melt pool, a new approach was developed and investigated in order to decouple the energy and material input during GMA hardfacing. As a result, the mass specific process power and melt pool temperatures were reduced in comparison to conventional *GMA* welding, whereby high deposition rates of app. 12 kg/h and low dilution rates of app. 5 % could finally be realized.

The effect on the hard phase characteristics was investigated for *FeCr(V)C*-hardfacings. It could be demonstrated, that the almost independent control of the deposition and dilution rate has a positive effect on the precipitation behaviour of primary carbides. In contrast to *GMAW* it was hence possible to produce single-layer overlay welds with a much higher primary carbide content and wear resistance.

In case of *FTC* reinforced *Ni*-base alloys, the application of an additional hot wire influenced the hard phase distribution positively. Hereby, a hot wire induced modification of the melt bead flow contributed to a homogeneous distribution of the hard phases in the matrix, as typical *FTC* segregations were avoided. However, only half of the maximum *FTC*-content during *GMA* welding could be achieved. For clarifying this effect, an approach was developed in order to describe the thermal induced *FTC* degradation quantitatively. Based on the introduction of a degradation coefficient, the influence of the melt bead size, the dilution rate and the droplet transfer could be clarified for the first time. Hereby, the unexpected low *FTC*-content during *HW-GMAW* could mainly be traced back to the arc and the droplet transfer. Additionally, the formation of the *FTC* degradation seam was proven experimentally for the first time.

Inhaltsverzeichnis

Formel- und Abkürzungsverzeichnis.....	XI
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik und Forschung	3
2.1 Verschleißarten und Verschleißmechanismen	3
2.2 Hartstoffverstärkte Verschleißschutzlegierungen	5
2.3 Verfahren des Auftragschweißens.....	15
2.4 Metall-Schutzgas-Auftragschweißen	17
2.5 Heißdraht unterstütztes MSG-Auftragschweißen	25
3 Zielsetzung	31
4 Experimentelle Vorgehensweise.....	32
4.1 Werkstoffe und Materialien.....	32
4.2 Versuchsaufbau und Schweißtechnik.....	34
4.2.1 Versuchsaufbau.....	34
4.2.2 MSG-Schweißstromquelle	35
4.2.3 Heißdrahtstromquelle und -anlage	36
4.3 Methoden zur prozesstechnischen Auswertung	36
4.3.1 Lichtbogen, Werkstoffübergang und Schmelzbadgeometrie.....	36
4.3.2 Ermittlung von Wärmefeldern und Temperaturen.....	37
4.3.3 Messung von Strom und Spannung	39
4.4 Metallographische und mikroanalytische Methoden	40
4.4.1 Metallographische Untersuchungen.....	40
4.4.2 Ermittlung des Hartphasenanteils	42
4.4.3 Mikroanalytische Untersuchungen	45
4.5 Verschleißuntersuchungen	47
4.6 Versuchsplanung und Schweißparameter	48

5	Ergebnisse und Diskussion.....	51
5.1	Prozessverhalten beim MSG-Schweißen mit Heißdraht	51
5.1.1	Lichtbogen und Werkstoffübergang.....	51
5.1.2	Energetische Bilanzierung und Schmelzbadeigenschaften	57
5.1.3	Fazit.....	62
5.2	Metallurgische Betrachtungen zu FeCr(V)C-Hartlegierungen.....	63
5.2.1	Beeinflussung der makroskopischen Nahtmerkmale	63
5.2.2	Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten der Karbide.....	67
5.2.3	Ergänzende Betrachtungen zum Legierungssystem FeV12.....	71
5.2.4	Fazit.....	76
5.3	Metallurgische Betrachtungen zu Ni-WSC-MMC	77
5.3.1	Charakterisierung des Schweißzusatzwerkstoffes.....	77
5.3.2	WSC-Verluste beim MSG-Auftragschweißen	80
5.3.3	Einfluss eines zusätzlichen Heißdrahtes auf die WSC-Charakteristik.....	88
5.3.4	Bewertung der WSC-Zersetzung	98
5.3.5	Bildung des Zersetzungssaums	104
5.3.6	Fazit.....	108
5.4	Flächiges Auftragschweißen und Verschleißverhalten.....	109
5.4.1	Untersuchungen an FeCrC-Hartlegierungen	109
5.4.2	Untersuchungen an Ni-WSC-MMC	110
5.4.3	Fazit.....	113
6	Zusammenfassung und Ausblick.....	114
8	Literaturverzeichnis	117
9	Abbildungs- und Tabellenverzeichnis.....	134

Formel- und Abkürzungsverzeichnis

Die verwendeten Abkürzungen und Formelzeichen sind an international gebräuchliche Zeichen angelehnt. Die Bedeutung mehrfach vergebener Zeichen erklärt sich im Zusammenhang.

Formelzeichen und deren Beschreibung bzw. Einheit

Formelzeichen	Beschreibung	Einheit
A	Aufschmelzgrad oder Aufmischung	%
A_L	Abschmelzleistung	kg/h
A_D	Stromführende Drahtquerschnittsfläche	μm^2
a_{HD}	Heißdrahtabstand	mm
B	Magnetische Flussdichte	mT
c	Spezifische Wärmekapazität	J/kgK
d_{Abrasive}	Durchmesser des Abrasivkorns	μm
E	Streckenenergie	J/mm
E_M	Massebezogene Streckenenergie	J/mm g
f_{ps}	Bildrate	Hz
F_L	Lorentzkraft	N
F_N	Normalkraft	N
F_P	Pinchkraft	N
H_A	Abrasivkornhärte	HV
H_W	Werkstoff- bzw. Substrathärte	HV
HV	Härte nach Vickers	HV
$HV0,1$	Härte nach Vickers mit einer Prüfkraft von 0,1 Kilopond (ca. 0,9807 N)	HV
$HV10$	Härte nach Vickers mit einer Prüfkraft von 10 Kilopond (ca. 98,07 N)	HV

I_{HD}	Heißdrahtstrom	A
I_{MSG}	Schweißstrom beim MSG-Prozess	A
K_{IC}	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor	$\text{MPa}\sqrt{m}$
l_{HD}	Freies Drahtende	mm
P_{HD}	Heißdrahtleistung	W
P_{MSG}	Leistung beim MSG-Prozess	W
P_{MSG+HD}	Summe aus Heißdraht- und MSG-Leistung	W
dq	Änderung der Wärmemenge	kJ
\dot{Q}	Wärmestrom	W
R_{HD}	Heißdrahtwiderstand	Ω
dt	Zeitintervall	s
dT	Änderung der Heißdrahttemperatur	K
dT/dt	Temperaturänderung innerhalb eines Zeitintervalls	K/s
T_S	Schmelztemperatur des Heißdrahtes	K
T_{HD}	Heißdrahttemperatur als Folge der Widerstands- erwärmung	K
T_{Libo}	Lichtbogentemperatur	K
$T_{Schmelze}$	Temperatur des Schmelzbades	K
U	Spannung	V
U_{HD}	Heißdrahtspannung	V
U_{MSG}	Schweißspannung beim MSG-Prozess	V
v	Geschwindigkeit der Ladungsträger im Lichtbogen	m/s
v_D	Drahtvorschubgeschwindigkeit	m/min
v_{HD}	Heißdrahtvorschubgeschwindigkeit	m/min
v_{MSG}	Drahtvorschubgeschwindigkeit beim MSG-Prozess	m/min
v_S	Schweißgeschwindigkeit	mm/min

W	Verschleiß	--
I/W_{VR12}	Volumetrischer Verschleißwiderstand nach 12 stündigem Verschleißtopftest bezogen auf S235JR+N	--
Z_{WSC}	Kennwert zur Beschreibung der WSC -Zersetzung	--

Griechische Symbole und deren Beschreibung bzw. Einheit

Symbole	Beschreibung	Einheit
α_M	Mittlerer Nahtanbindungswinkel einer Raupe	°
ε	Emissionsgrad	--
η -Karbid	Mischkarbide des Typs M_6C bzw. $M_{12}C$	--
λ_{MFW}	Mittlere freie Weglänge	μm
ρ_D	Dichte des Zusatzwerkstoffes	g/cm^3
ρ_R	Spezifischer elektrischer Widerstand	$\Omega mm^2/m$
\varnothing	hier: Äußerer Drahtdurchmesser	mm

Abkürzungen und deren Beschreibung

Abkürzung	Beschreibung
$A\%$	Prozentangabe, bezogen auf Fläche
AC	Wechselstrom
$ASTM$	American Society for Testing and Materials
$CALPHAD$	Calculation of Phase Diagrams (Simulationssoftware)
CMT	Energiereduzierter Kurzlichtbogen der Fa. Fronius
$ColdArc^{\circledR}$	Energiereduzierter Kurzlichtbogen der Fa. EWM AG
$CSC-MIG$	Energiereduzierter Kurzlichtbogen der Fa. Jetline
$C85 H$	Unlegierter Qualitätsstahl mit 0,85 % Kohlenstoff (gehärtet)

<i>DC</i>	Gleichstrom
<i>ER70S-6</i>	Schweißzusatzwerkstoff (Bezeichnung gemäß AWS)
<i>EDS</i>	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
<i>GD-OES</i>	Glow discharge optical emission spectroscopy
<i>Gew.-%</i>	Prozentangabe, bezogen auf Masse
<i>HG-Kamera</i>	Hochgeschwindigkeitskamera
<i>IR-Kamera</i>	Infrarotkamera
<i>K_α</i>	Linie des Röntgenspektrums
<i>MMC</i>	Metall-Matrix-Komposit
<i>MSG</i>	Metall-Schutzgas-Schweißen
<i>MSG-HD</i>	Heißdraht unterstütztes Metall-Schutzgas-Schweißen
<i>PTA</i>	Plasma-Pulver-Schweißen
<i>REM</i>	Rasterelektronenmikroskop
<i>RFA</i>	Röntgenfluoreszenzanalyse
<i>S235JR+N</i>	Baustahl mit einer Mindeststreckgrenze von 235 N/mm ²
<i>S355 J2+N</i>	Feinkornbaustahl mit einer Mindeststreckgrenze von 355 N/mm ²
<i>Vol.-%</i>	Prozentangabe, bezogen auf Volumen
<i>WIG</i>	Wolfram-Inertgas-Schweißen
<i>X210 Cr12 H</i>	Hochlegierter Werkzeugstahl mit 2,1 % C und 12 % Cr (gehärtet)

Chemische Formeln und Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
<i>Al₂O₃</i>	Aluminiumoxid
<i>Ar</i>	Argon
<i>ArHe30</i>	Argon-Basis-Schutzgas mit 30 % Helium

<i>B</i>	Bor
<i>C</i>	Kohlenstoff
<i>CO₂</i>	Kohlendioxid
<i>Cr</i>	Chrom
<i>Cr₃C₂</i>	Chromkarbid
<i>Cu</i>	Kupfer
<i>Fe</i>	Eisen
<i>FeCrC</i>	Fe-Basis-Hartlegierung mit Cr- und C-Zusätzen
<i>FeCrB</i>	Fe-Basis-Hartlegierung mit Cr- und B-Zusätzen
<i>FeCrVC</i>	Fe-Basis-Hartlegierung mit Cr-, V- und C-Zusätzen
<i>FeV12</i>	Fe-Basis-Hartlegierung mit ca. 12 % Vanadium
<i>Fe₃W₃C</i>	η-Karbid des Typs M ₆ C
<i>Fe₆W₆C</i>	η-Karbid des Typs M ₁₂ C
<i>He</i>	Helium
<i>M₇C₃</i>	Metall-Metalloid-Karbid
<i>Mn</i>	Mangan
<i>Mo</i>	Molybdän
<i>Nb</i>	Niob
<i>Ni</i>	Nickel
<i>NiBSi</i>	Ni-Basis-Legierung mit B- und Si-Zusätzen
<i>NiCrBSi</i>	Ni-Basis-Legierung mit Cr-, B- und Si-Zusätzen
<i>NiW</i>	Phase bestehend aus Nickel- und Wolframanteilen
<i>Ni-WSC-MMC</i>	Metall-Matrix-Komposit mit Ni-Matrix und WSC-Hartphasen
<i>Ni₂W₄C</i>	Nickel- und wolframreiches η-Karbid des Typs M ₆ C
<i>Ni₃B</i>	Nickelborid
<i>O₂</i>	Sauerstoff

<i>P</i>	Phosphor
<i>S</i>	Schwefel
<i>Si</i>	Silizium
<i>SiC</i>	Siliziumkarbid
<i>SiO₂</i>	Siliziumdioxid (Sand)
<i>Ti</i>	Titan
<i>TiC</i>	Titankarbid
<i>TiC-VC</i>	Titan- und vanadiumreiches Komplexkarbid
<i>TiWC</i>	Titan- und wolframreiches Komplexkarbid
<i>V</i>	Vanadium
<i>VC</i>	Vanadiumkarbid
<i>W</i>	Wolfram
<i>WSC</i>	Wolframschmelzkarbid
<i>WC</i>	Monowolframkarbid
<i>W₂C</i>	Diwolframkarbid

1 Einleitung

In einer Vielzahl von Industriebranchen führen verschleißbedingte Bauteilschäden zu hohen Kosten. Alleine in der deutschen Volkswirtschaft liegt der jährliche Verlust im Bereich mehrerer Milliarden Euro [LAN01]. Dem Einsatz innovativer Beschichtungsprozesse und Verschleißschutzschichten zur Standzeiterhöhung von Werkzeugen und Bauteilen fällt somit eine tragende Rolle zu. Dabei entscheidet vorrangig das tribologische System und somit die Verschleißbeanspruchung über die Art bzw. Dicke des Beschichtungssystems sowie über das Beschichtungsverfahren [BAC05] (s. Abbildung 1).

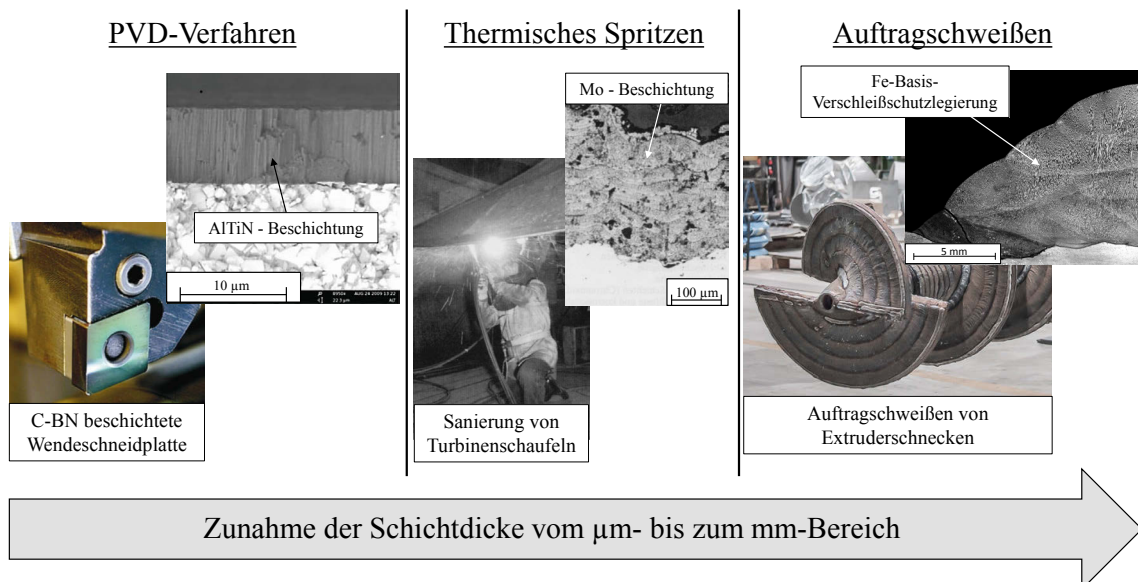


Abbildung 1: Darstellung ausgewählter Beschichtungsverfahren für den Verschleißschutz mit typischen Anwendungsgebieten und Schichtdicken [FAH03, KRU10, REH17].

Im Fall hochabrasiver Verschleißbeanspruchungen, wie sie z.B. in der rohstoffverarbeitenden Industrie vorherrschen, hat sich der Einsatz von *Fe*- und *Ni*-Basislegierungen mit darin eingebetteten Hartphasen bewährt, welche in Form Millimeter dicker Schichten aufgetragen werden. Dabei ist aus wirtschaftlicher Sicht der Einsatz von Auftragsschweißverfahren mit Abschmelzleistungen von mehreren Kilogramm pro Stunde vorzuziehen. Zudem sind gerade im Hinblick auf die aufzubringenden Lagen geringe Aufschmelzgrade anzustreben, um Vermischungsreaktionen zwischen Schweißzusatz- und Grundwerkstoff zu minimieren und um eine kostenintensive Mehrlagentechnik zu vermeiden [BUC05, COT09, KOT95].

Im industriellen Einsatz haben sich unterschiedliche Auftragsschweißverfahren etabliert, wobei vordergründig das Plasma-Pulver(*PTA*)-Auftragsschweißen und das Metall-

Schutzgas(*MSG*)-Auftragschweißen mittels Fülldraht zu nennen sind [SHN05]. Im Vergleich zum *PTA*-Verfahren weist das *MSG*-Schweißen Vorteile hinsichtlich der Bedienbarkeit und des hohen Mechanisierungsgrades auf [FAH03]. Von Nachteil ist jedoch die unmittelbare Korrelation zwischen dem Material- und Energieeintrag aufgrund der abschmelzenden Drahtelektrode, wodurch zwangsläufig ein zunehmender Drahtvorschub mit einer ansteigenden thermischen Beanspruchung von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff einhergeht. Im praktischen Einsatz führt dies zu hohen Aufschmelzgraden von bis zu 40 % bei vergleichsweise geringen Abschmelzleistungen von ca. 5 kg/h. Weiterhin ist festzuhalten, dass der Schweißzusatzwerkstoff einer hohen thermischen Beanspruchung aufgrund der direkten Lichtbogenwechselwirkung unterliegt, was insbesondere bei temperaturempfindlichen Wolframschmelzkarbiden (*WSC*) zu berücksichtigen ist. Deren thermisch bedingte Zersetzung nimmt hierdurch zu, wodurch die Verschleißbeständigkeit der Beschichtung herabgesetzt wird [BAD08, CHO11, KLI05].

Eine Verbesserung der *MSG*-Prozesseigenschaften muss demzufolge auf eine vom Energieeintrag entkoppelte Materialeinbringung abzielen. In diesem Zusammenhang ist der Einsatz eines zusätzlich in das Schmelzbad eingebrachten Heißdrahtes vielversprechend, zumal hierdurch das Potenzial eröffnet wird, die thermische Beanspruchung von Werkstoff und Hartphasen unabhängig von der Materialeinbringung zu steuern.

Der Nachweis wurde bereits erbracht, mit Hilfe dieser Prozessstrategie aufmischungsarme Verschleißschutzschichten erzeugen zu können [GÜN13, GÜN14-1, GÜN14-2, GUE14-3, HÄS15]. Bisherige Untersuchungen sind jedoch auf ein enges Prozessfenster begrenzt, so dass nur unzureichende Kenntnisse zu den prozess- und werkstofftechnischen Merkmalen vorliegen. Unklar ist vor allem die Wirkungsweise des extern zugeführten Drahtes auf die Mikrostruktur und die Hartphasencharakteristik. Dies betrifft zum einen den Einfluss auf das Ausscheidungsverhalten von schmelzmetallurgisch darstellbaren *FeCrC*-Legierungssystemen. Zum anderen ist noch nicht bekannt, inwieweit mit Hilfe dieses Verfahrens die thermische Beanspruchung und Zersetzung von *WSC* verringert werden können. Zu Letzterem ist festzuhalten, dass der derzeitige Forschungsstand keine wissenschaftlich belastbaren Vergleiche und Aussagen zulässt. Bisher fehlen grundlegende Erkenntnisse zur Beschreibung des Zersetzungsverhaltens von *WSC* beim *MSG*-Auftragschweißen und zu den maßgeblichen Einflussfaktoren.

Somit wird diese Arbeit auch einen Beitrag zum weiteren Verständnis der thermisch bedingten Zersetzung von Wolframschmelzkarbiden leisten.

2 Stand der Technik und Forschung

2.1 Verschleißarten und Verschleißmechanismen

Die Auslegung eines Bauteils gegenüber Verschleiß erfordert die Betrachtung des tribologischen Systems, welches neben systembedingten Einflussgrößen auch physikalische und chemische Reaktionen in der Grenzschicht berücksichtigt. Hieraus ergeben sich die vier Hauptverschleißmechanismen Adhäsion, Abrasion, Oberflächenzerrüttung und tribochemische Reaktion [CZI10], welche unter realen Einsatzbedingungen in Kombination auftreten [SOM14]. Das Zusammenspiel aus der Art der Wechselwirkung, dem Verschleißmechanismus und der Verschleißart wird in Abbildung 2 verdeutlicht.

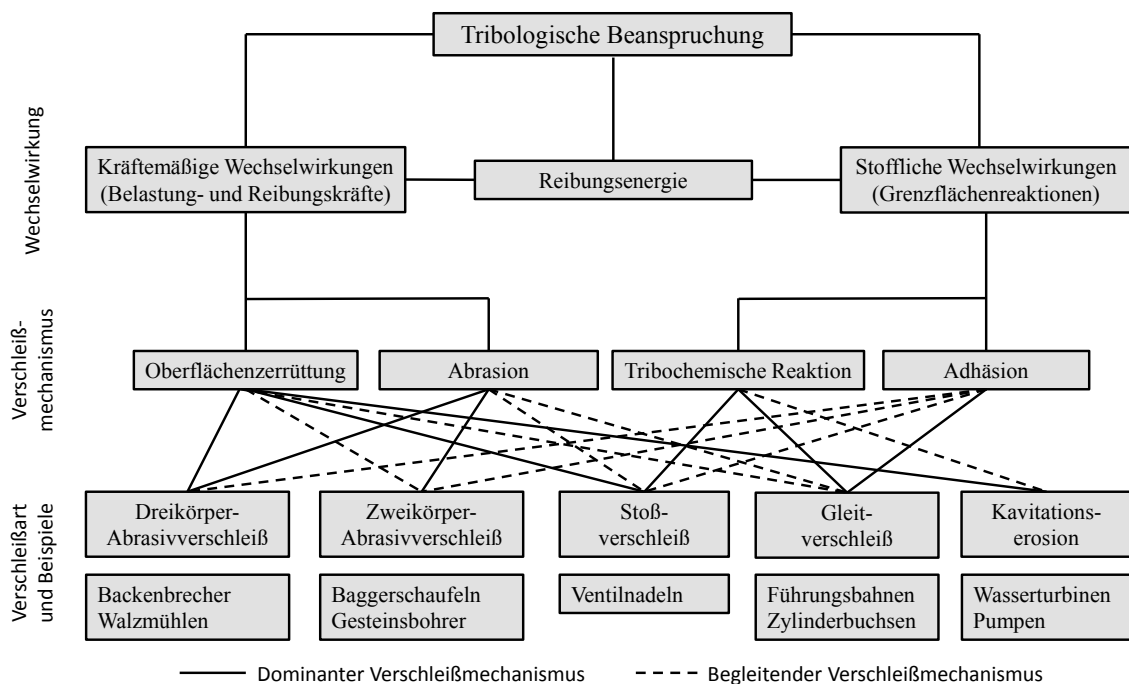


Abbildung 2: Untergliederung der tribologischen Beanspruchung nach der Art der Wechselwirkung, den Hauptverschleißmechanismen und deren Kombination in Abhängigkeit der Verschleißart. Für die unterschiedlichen Verschleißarten sind Praxisbeispiele aufgeführt (in Anlehnung an [CZI10, SOM14]).

In der rohstoffverarbeitenden Industrie (z. B. Tagebau, Zementindustrie oder Landwirtschaft) ist Abrasion der dominierende Verschleißmechanismus, wobei sowohl Zweikörper- als auch Dreikörper-Abrasivverschleiß auftreten kann [SOM14]. Dabei erfolgt der Materialabtrag durch eine Relativbewegung zwischen der Werkstückoberfläche und dem härteren Abrasiv bei einer wirkenden Normalkraft F_N . Die auftretenden Abtragmechanismen wurden durch *zum Gahr* [GAH87], *Bhushan* [BHU01] bzw. *Hokkirigawa*

et al. [HOK88] ausführlich beschrieben und in Mikropflügen, Mikrospanen und Mikrobrechen unterteilt. Entsprechend Abbildung 3 können diese auch kombiniert auftreten, wobei der vorherrschende Abtragmechanismus von der Werkstoffduktilität, vom Abtragwinkel und von der Größe des Abrasivs abhängt [COR12]. Grundsätzlich treten Mikropflügen und Mikrospanen bei duktileren Werkstoffen auf. Mikrobrechen ist hingegen die Folge von überkritischen Spannungskonzentrationen bei spröden Werkstoffen. Das damit einhergehende Auftreten von Mikrorissen und Materialausbrüchen kann den abrasiven Materialabtrag verstärken.



Abbildung 3: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Abtragmechanismen Mikropflügen und Mikrospanen sowie deren Kombination (nach [BHU01, HOK88]).

Um das Eindringen des Abrasivs in die Werkstoffoberfläche zu beschreiben, kann bei homogenen Werkstoffen die Härte als Index herangezogen werden. Abbildung 4 veranschaulicht dies anhand des für den abrasiven Verschleiß W charakteristischen Tieflage-Hochlage-Verhaltens. Danach befindet sich das System in der Verschleißtieflage, wenn die Werkstoffhärte H_W größer als die Abrasivkornhärte H_A ist [CZI10]. Übersteigt diese die Werkstoffhärte H_W gelangt der Verschleiß W schließlich in einen Übergangsbereich. Die Verschleißhochlage wird erreicht, wenn das Verhältnis aus H_A/H_W einen Faktor von 1,4 bis 1,6 übersteigt [DET04, UET86].

Betrachtet man die Anforderungen der mineralverarbeitenden Industrie mit Rohstoffhärten oberhalb 1000 HV (u.a. Bauxit, SiO_2), würden sich monolithische, metallische Werkstoffe (z.B. C85 H) aufgrund der vergleichsweise geringen Werkstoffhärte in der Verschleißhochlage befinden [SOM14] (s. Abbildung 4). Ein Einsatz ginge demzufolge mit einer geringen Standzeit einher und wäre praktisch nicht umsetzbar. Durch die Verwendung eines heterogenen Werkstoffsystems (z.B. X210 C12 H), bestehend aus Matrixwerkstoff und eingelagerten Karbiden bzw. Hartphasen, wird hingegen der Übergang hin zur Verschleißhochlage verzögert und der Verschleißwiderstand erhöht. Der Grund liegt im Widerstand der Hartphasen gegenüber furchendem Abrasivverschleiß, obwohl sich die duktile Matrix bereits in der Verschleißhochlage befindet [SOM14].

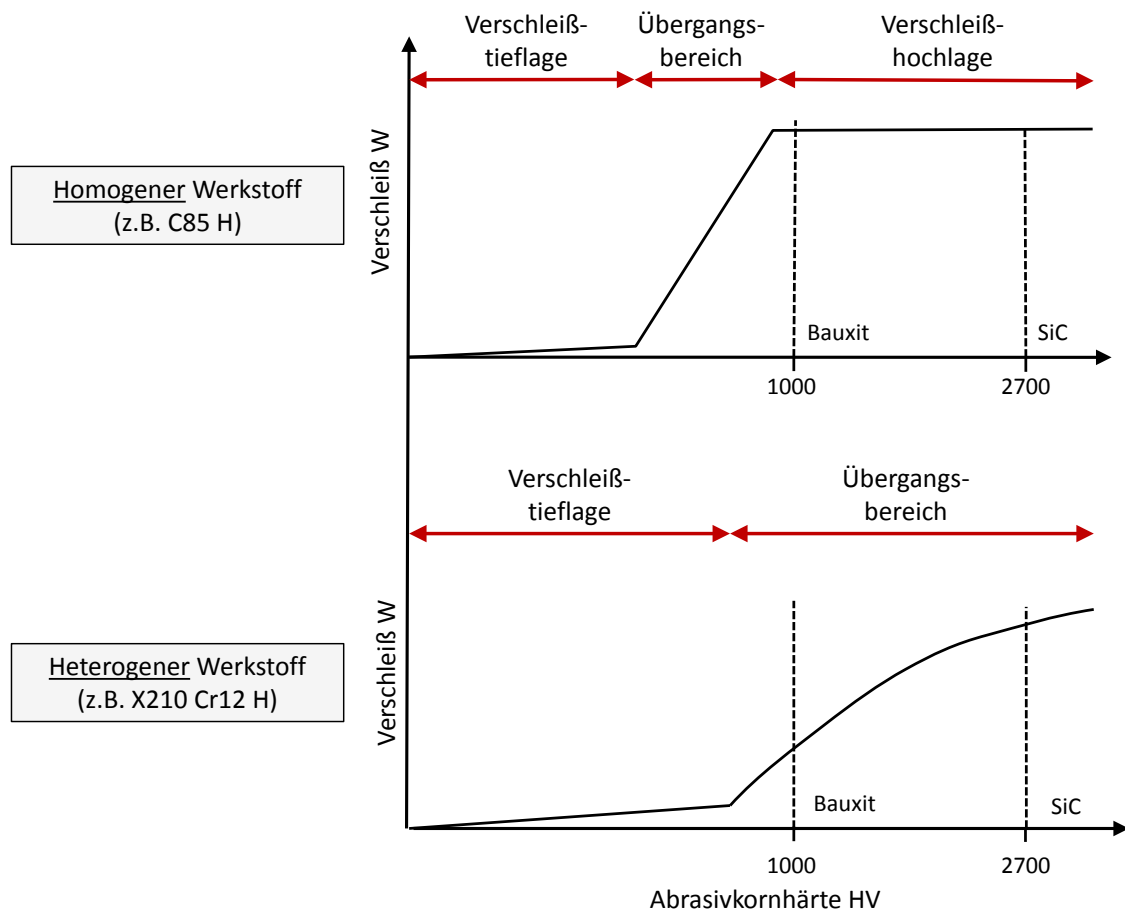


Abbildung 4: Einfluss der Abrasivkornhärte auf den Abrasivverschleiß bei homogenen (C85 H) und heterogenen Werkstoffen mit eingelagerten Hartphasen (X210 Cr12 H) (in Anlehnung an [SOM14]).

Zur Erhöhung der Verschleißbeständigkeit von abrasiv beanspruchten Bauteilen fällt heterogenen Werkstoffsystemen demnach eine tragende Rolle zu. Derartige Werkstoffe werden im Folgenden als hartstoffverstärkte Verschleißschutzlegierungen bezeichnet.

2.2 Hartstoffverstärkte Verschleißschutzlegierungen

Funktionsprinzip und Prüfmethoden

Die Verschleißigenschaften hartstoffverstärkter Verschleißschutzlegierungen beruhen auf den Gefügemerkmalen. Im Grundsatz handelt es sich um eine Matrixlegierung mit darin eingebetteten Hartphasen [BER08]. Die Anforderungen an den Matrixwerkstoff und an die Hartphasen sind dabei separat zu betrachten.

Die Aufgabe der Matrixlegierung liegt vorrangig im Korrosionsschutz, in der metallurgischen Anbindung der Hartphasen und der Kompensation auftretender Scherspannungen.

gen, was eine gewisse Duktilität erfordert [COT09]. Zwar kann nach *Moore* [MOO75] und *Olson et al.* [OLS92] eine harte Matrix mit geringem Verformungsvermögen durchaus zu einer höheren Verschleißbeständigkeit unter rein abrasiver Beanspruchung beitragen. Für kombinierte abrasiv-schlagende Beanspruchungen, wie sie z.B. in der mineralverarbeitenden Industrie auftreten, sind allerdings duktile Matrixwerkstoffe mit einer gewissen plastischen Verformbarkeit von Vorteil [COR07-2]. Rissbildungen und Ausbrüchen wird hierdurch entgegengewirkt [COR09, SAB11, SAP04].

Im Gegensatz zur Matrix übernehmen die Hartphasen die Aufgabe des abrasiven Verschleißschutzes und stellen einen Widerstand gegenüber furchendem Verschleiß durch das Abrasiv dar. Härte und Bruchzähigkeit sind entscheidende Kriterien bei der Auswahl der Hartphasen [BRN98].

Für die Betrachtung der Hartphasen im Verbund ist deren Größe, Anteil und Verteilung in der Matrix entscheidend. Laut *Berns* [BRN98], *Choteborsky et al.* [COT09] und *Kumar et al.* [KUM00] sind die Hartphasen größer bzw. mindestens gleich der Partikelgröße des Abrasivs zu wählen, um eine wirksame Barriere darzustellen. Hingegen fördern zu große Hartphasen die Versprödung des Werkstoffs und damit die Gefahr von Ausbrüchen [BRN98]. Hartphasenanteil und -verteilung beeinflussen im Wesentlichen den Abstand zwischen den Hartphasen, der im Allgemeinen als mittlere freie Weglänge λ_{MFW} bezeichnet wird. In diesem Zusammenhang stellten *Nishida et al.* [NIS93] am Beispiel von Cr_3C_2 bzw. TiC verstärktem „Stellite 6“ fest, dass der abrasive Verschleiß spontan zunimmt, sofern Hartphasenanteil und -verteilung ein Verhältnis $\lambda_{MFW} / d_{Abrasive}$ größer 1 zur Folge haben (s. Abbildung 5). Die Hartphasen stellen somit keine wirksame Barriere mehr gegen das eindringende Abrasiv dar. Vergleichbare Erkenntnisse wurden durch *Polak et al.* [POL09] und *Chang et al.* [CHA10-2] bestätigt.

Im Gegenzug verdeutlichten *Sabet et al.* [SAB11] am Beispiel von *Fe*-Basis-Verschleißschutzlegierungen, dass zu hohe Hartphasenanteile die Bildung von Rissen und Ausbrüchen begünstigen, bedingt durch die geringere Duktilität der Hartphasen. Selbiges stellten *Bouaifi et al.* [BOU97] am Beispiel einer Vanadiumkarbid (*VC*) verstärkten *Fe*-Basis-Legierungen fest, wobei sie nachwiesen, dass eine Zunahme des *VC*-Anteils von 20 auf 60 Vol.-% keinen signifikanten Anstieg der Verschleißbeständigkeit zur Folge hat. Die Verbesserung der abrasiven Verschleißbeständigkeit ist somit an eine Obergrenze des Hartphasenanteils gebunden. Konkrete Werte sind aus der Literatur jedoch nicht bekannt und zudem kombinationsabhängig.



Abbildung 5: Einfluss der mittleren freien Weglänge λ_{MFW} und des Abrasivkorndurchmessers $d_{Abrasive}$ (SiO_2) auf den abrasiven Verschleißwiderstand (in Form des Masseverlustes) am Beispiel von Stellite 6 mit eingelagerten Cr_3C_2 bzw. TiC Hartphasen (schematische Darstellung der Ergebnisse von [NIS93]).

Um den Einfluss des Hartphasenanteils auf die Verschleißbeständigkeit abzuschätzen ist die Ermittlung der Makrohärte (HRC bzw. $HV10$) eine gängige aber auch unzuverlässige Methode [BUC05, CHA10-2, COT11, COR09, KLI08, KOT95, KUM00, RIO08, SHA12, TOB05, WU04, YAN11]. Zwar zeigen erweiterte Ansätze durch *Chang et al.* [CHA10-2] und *Rio et al.* [RIO08], dass die Abbildung der abrasiven Verschleißbeständigkeit unter Einbezug der Härte bzw. des Elastizitätsmoduls der Hartphasen und λ_{MFW} durchaus möglich erscheint. Bislang ist die Aussagekraft der entwickelten Modelle für unterschiedliche Verschleißarten jedoch noch unklar. Für die Abschätzung der Eigenschaften eines Schichtsystems in Abhängigkeit der Verschleißart kommen demnach genormte Verschleißtests zur Anwendung [AST190]. Die Vielzahl der eingesetzten Prüfmethoden erschwert allerdings einen direkten Vergleich der in der wissenschaftlichen Literatur diskutierten Ergebnisse. Hinzu kommt die begrenzte Aussagefähigkeit für den praktischen Einsatz. Aus diesem Grund kommen stellenweise anwenderspezifische Verschleißprüfungen in der Industrie zum Einsatz, die Verschleißbeanspruchungen für bestimmte praktische Anwendungen abbilden [SUC15, VDI4473].

Hartlegierungen und Metall-Matrix-Komposite

Hartstoffverstärkte Verschleißschutzlegierungen sind in der *DIN EN 14700* [EN14700] aufgeführt, wobei als Matrixwerkstoff vorrangig Legierungssysteme auf Eisen-, Nickel- oder Kobaltbasis eingesetzt werden [HEJ06]. Als Hartphasen kommen Karbide, Boride, Nitride und Silizide zur Anwendung [BRN98]. Grundsätzlich kann man bei hart-

stoffverstärkten Verschleißschutzlegierungen unterscheiden zwischen Hartlegierungen und Metall-Matrix-Kompositen (*MMC*) [BRN98].

Bei Hartlegierungen handelt es sich um Legierungssysteme, welche im Zuge der Erstarrung arteigene Hartphasen ausscheiden. Typische Vertreter sind primärkarbidisch erstarrende *FeCrC*-Hartlegierungen. Aufgrund der metallurgisch eingeschränkten Ausscheidungsichte der Hartphasen ist deren Verschleißbeständigkeit allerdings begrenzt.

Ist der Anteil arteigener Hartphasen für die vorherrschende Verschleißart zu gering, kommen *MMC* zum Einsatz. Dabei wird das Legierungssystem um die mechanische Beimischung artfremder Hartphasen ergänzt. Ein in der Praxis bewehrtes Schichtsystem sind *Ni*-Basis-Legierungen mit artfremden Wolframschmelzkarbiden (*WSC*). Aufgrund deren Kombination aus hoher Härte *H* und Bruchzähigkeit *K_{IC}* (s. Abbildung 6) sind *WSC* für hochabrasive Verschleißbeanspruchungen prädestiniert, einhergehend mit einer vierfach höheren Standzeit im Vergleich zu primärkarbidischen *FeCrC*-Hartlegierungen [REIT04].

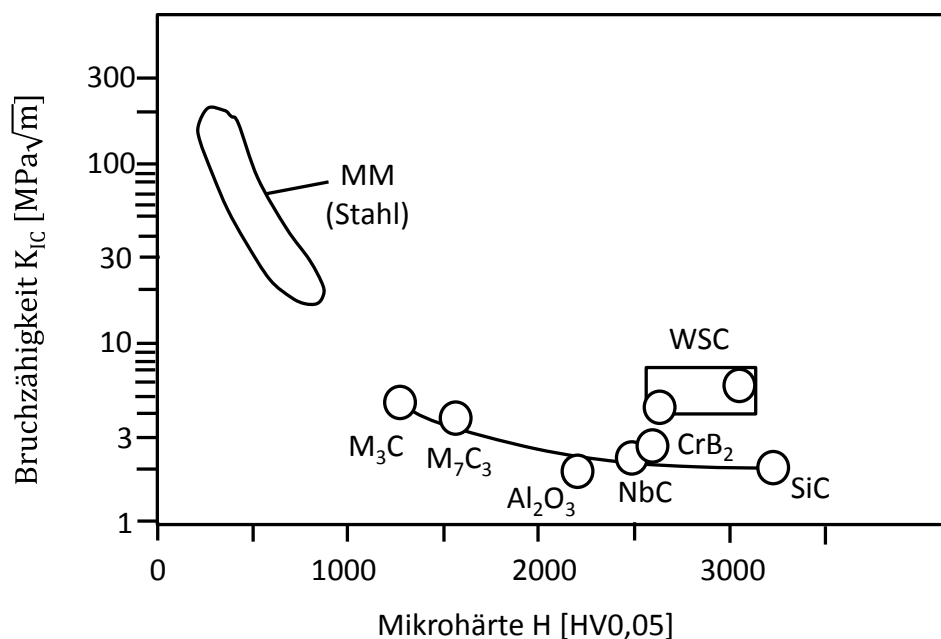


Abbildung 6: Bruchzähigkeit *K_{IC}* von ausgewählten Hartphasen und Abrasiv, ermittelt mittels Mikroindentation bei Raumtemperatur (nach [BRN98]).

Trotz dieser vorteilhaften Verschleiß Eigenschaften wird der weltweite Marktanteil von *Ni-WSC-MMC* auf lediglich ca. 5 % geschätzt, bedingt durch die vielfach höheren Kosten im Vergleich zu *FeCrC*-Legierungssystemen [MEN14]. Auf die metallurgischen Besonderheiten von *FeCrC*-Hartlegierungen und *Ni-WSC-MMC* wird im Folgenden näher eingegangen.

Metallurgische Besonderheiten von Fe-Basis-Hartlegierungen

Grundsätzlich beruhen Fe-Basis-Hartlegierungen auf dem Legierungssystem $Fe-Cr-C$, wobei in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung die Mikrostruktur des Matrixwerkstoffs sowie das Ausscheidungsverhalten der Hartphasen beeinflusst werden [BRN98, HEI91, MEN14]. Entsprechend der Ausscheidungscharakteristik erfolgt eine Unterteilung in untereutektische, eutektische und übereutektische Legierungssysteme (s. Abbildung 7). Untereutektische Legierungen bestehen aus einer primärdendritisch erstarrten Fe-Basis-Matrix und einem eutektischen Phasengemisch aus Matrix und Karbiden. Die Ausscheidung von Primärkarbiden erfolgt im übereutektischen Bereich mit zunehmendem Anteil der Karbidbildner C und Cr . Primärkarbidische Legierungssysteme kommen bevorzugt für abrasiv-schlagende Verschleißbeanspruchungen zum Einsatz. Häufig eingesetzt werden Legierungssysteme mit einem Cr/C -Verhältnis von 5 bis 6, bezogen auf einen C -Anteil von 5 Gew.-%. Dabei fördert das nicht als Karbid gebundene C die Bildung einer schlagzäh, austenitischen Matrix [COR07-2, SAB11].

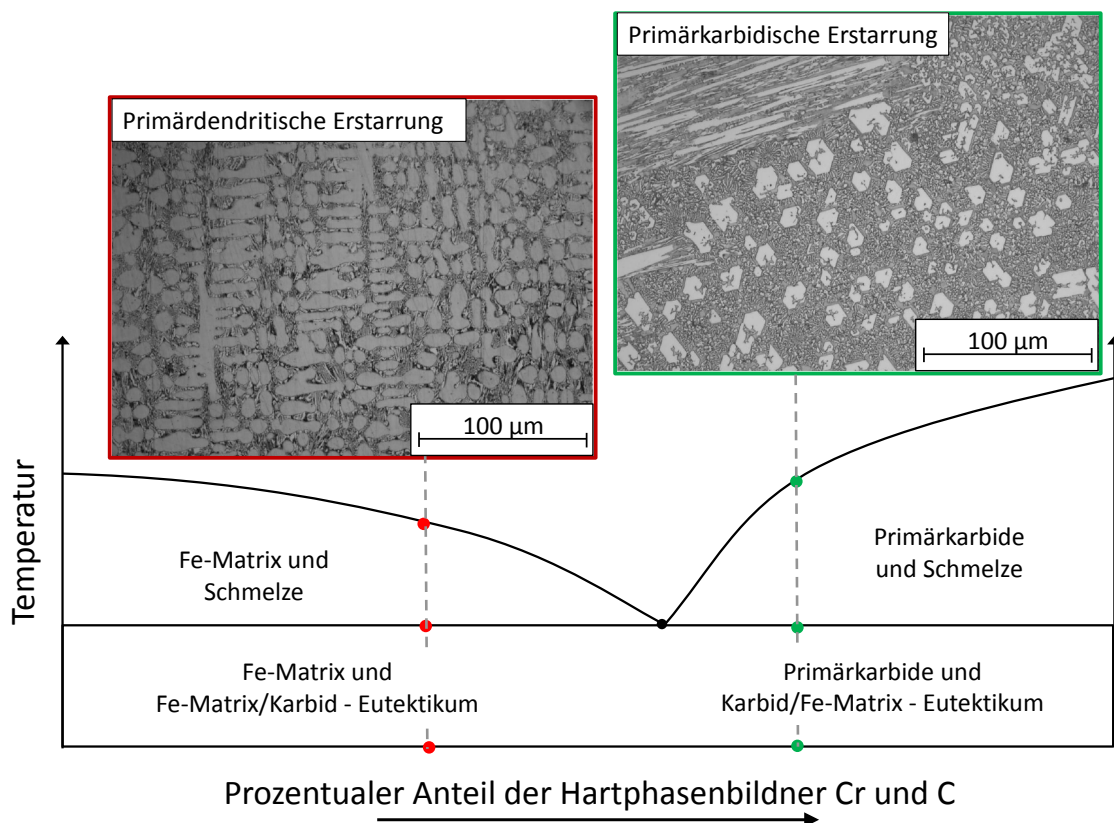


Abbildung 7: Einfluss des Anteils an Karbidbildnern auf das Ausscheidungsverhalten von $FeCrC$ -Hartlegierungen (schematische Darstellung abgeleitet von [BRN98]).

Die Vorhersage des Erstarrungsverhaltens bei Fe-Basis-Hartlegierungen kann experimentell nur bedingt eingegrenzt werden. In diesem Zusammenhang beobachteten Kottecki et al. [KOT95] eine primärkarbidische Erstarrung ab C -Anteilen über 4 Gew.-%,

bezogen auf einen Cr -Anteil von 16 Gew.-%. Nach *Mendez et al.* [MEN14] erfolgt die Ausscheidung von Primärkarbiden ab einem C -Anteil größer 3 Gew.-% und Cr -Anteil größer 11 Gew.-%. Zwar ermöglicht die Simulation mit z. B. *Calphad* eine deutlichere Abgrenzung der Ausscheidungscharakteristik in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung [KHV14]. Dennoch ist dies nur bedingt auf schweißtechnische Anwendungen übertragbar, da lediglich der quasi-stationäre Zustand betrachtet wird. Zudem verdeutlichen *Wieczersak et al.* [WIE16, WIE17], dass die stöchiometrische Zusammensetzung der Karbide bzw. die Karbidmorphologie vom Temperatur-Zeit-Verlauf abhängen und nur eingeschränkt mit Hilfe von *Calphad* nachvollzogen werden können.

Weiterführend wird beim Auftragschweißen die chemische Zusammensetzung und das Ausscheidungsverhalten der Karbide durch den Aufschmelzgrad beeinflusst [BOR15, COT11]. Die Anreicherung mit Legierungsbestandteilen des Grundwerkstoffs reduziert den Anteil an Karbidbildnern in der Schmelze und wirkt somit einer primärkarbidischen Erstarrung in der ersten Auftragslage entgegen [ROV14, NAG95]. Dies erfordert die Umsetzung einer Mehrlagentechnik, um die spezifizierten Schichteigenschaften und Verschleißmerkmale einzustellen [BUC05, COT09, KOT95]. Diesbezüglich berichteten *Coronado et al.* [COR09] von einer um 40 % variierenden Verschleißbeständigkeit zwischen einer ein- und dreilagigen Auftragschweißung.

Aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten ist eine Reduzierung der Lagenanzahl anzustreben ohne die Werkzeugstandzeit zu beeinträchtigen. Hieraus ergibt sich der Bedarf, die Verschleißbeständigkeit bestehender Schichtsysteme zu verbessern. Vorrangig stehen legierungstechnische Maßnahmen im Fokus wissenschaftlicher Untersuchungen, wobei der Ansatz verfolgt wird, das Ausscheidungsverhalten durch Zulegieren weiterer Elemente zu beeinflussen. *Chang et al.* [CHA10-1, CHA10-2] stellten fest, dass eine prozentuale Erhöhung an Kohlenstoff im System $Fe-Cr-C$ eine Zunahme chromreicher M_7C_3 -Primärkarbide zur Folge hat. Bei einem gleichbleibenden Cr -Anteil von ca. 27 Gew.-% wurde durch eine C -Erhöhung von ca. 3,7 auf 4,8 Gew.-% ein Anstieg des Primärkarbidanteils von 33,8 auf 86,1 Vol.-% erzielt [CHA10-2] (s. Abbildung 8). Die abrasive Verschleißbeständigkeit nach *ASTM 65-4* [AST65] nahm hierdurch zu.

Liu et al. [LIU12], *Qi et al.* [QI11] und *Zhou et al.* [ZHO12] berichteten von einer Abnahme der M_7C_3 -Karbidgeöße durch die Zugabe von Ti bzw. V und führten dies auf heterogene Keimbildungseffekte [BAS12] zurück. Der Verschleißwiderstand erhöhte sich hierdurch. *Azimi et al.* [AZI10] stellten fest, dass das Zulegieren von Si die Bildung

chromreicher M_7C_3 -Karbide begünstigt und begründeten dies mit einer verringerten Löslichkeit von Cr in der austenitischen Matrix.

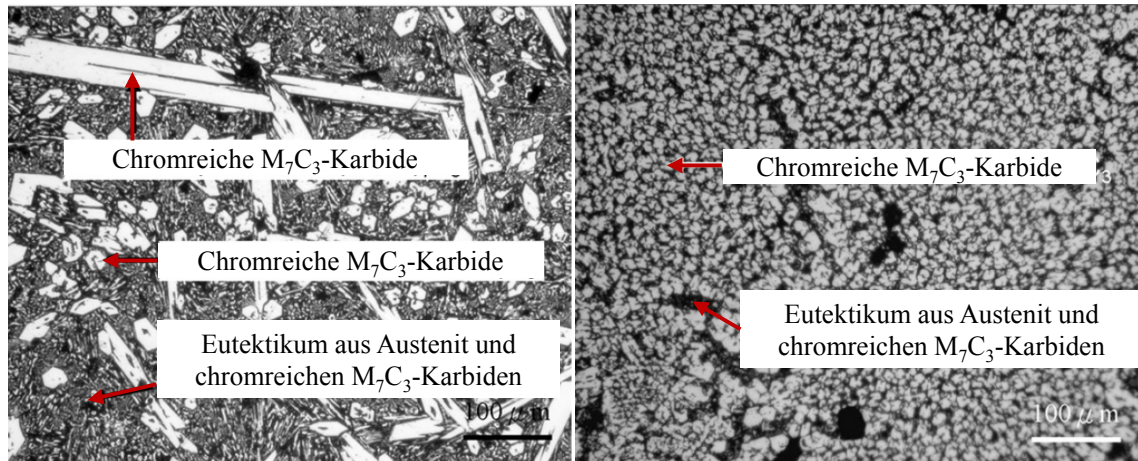


Abbildung 8: Erhöhung des Karbidanteils in der ersten Schweißlage durch Variation des C-Anteils (links: 3,73 Gew.-%; rechts: 4,85 Gew.-%) bei einer $FeCrC$ -Legierung mit 27 Gew.-% Cr (nach [CHA10-2]).

Weitere Forschungen verfolgten die Einbringung von Nb , Ti , W und V -reichen Karbiden, sowie den Einsatz von Komplexkarbiden $TiWC$ bzw. $TiC-VC$ und Boriden. An dieser Stelle wird auf folgende Literatur verwiesen, da derartige Hartphasen nicht Gegenstand dieser Arbeit sind [BRN87, COO00, COR07-1, COR07-2, EMA12, FIS83, GAL13, QIN10, WNG05, WNG06].

Eine zunehmende technologische Bedeutung gewinnen $FeCrVC$ -Legierungen mit Vanadiumanteilen von ca. 12-15 Gew.-%. Durch die feindisperse Ausscheidung von primären VC , in Verbindung mit Kornfeinungseffekten, ergeben sich Vorteile bei abrasivschlagenden Verschleißbeanspruchungen, wie sie z.B. bei Schneidwerkzeugen auftreten [BOU93, BOU97, BRA04, FIL09, GEB07, KER10, LLI92, TEU02].

Metallurgische Besonderheit von $Ni-WSC-MMC$

Im Gegensatz zum Legierungssystem $FeCr(V)C$ kommen bei $Ni-WSC-MMC$ artfremde Hartphasen in Form von Wolframschmelzkarbiden (WSC) zur Anwendung. Diese werden mechanisch in die Schmelze eingebracht und vorrangig in Verbindung mit einer duktilen Ni -Basislegierung verarbeitet. $Ni-WSC-MMC$ werden mit bis zu ca. 60 Gew.-% Wolframschmelzkarbid als pulverförmiger Schweißzusatzwerkstoff kommerziell angeboten [OTT07]. Hierbei ergeben sich bei der schweißtechnischen Verarbeitung folgende Herausforderungen:

- Aufgrund des Dichteunterschiedes zwischen den WSC und der Matrixlegierung tendieren die Hartphasen zum schwerkraftbedingten Seigern [BOC05, WOL10].
- WSC erfordern eine temperaturarme Prozessführung aufgrund der thermisch bedingten Zersetzungsanfälligkeit, um einer Beeinträchtigung der Verschleißbeständigkeit entgegenzuwirken [BOU01, REIT04, SHR00].

Die thermisch bedingte Zersetzung resultiert aus dem Herstellungsprozess der Wolframschmelzkarbide. Dabei handelt es sich bei WSC um eine Phasenzusammensetzung aus Monowolframkarbid (WC) und Diwolframkarbid (W_2C). Phasengemische aus 73 bis 80 Gew.-% W_2C und 20 bis 27 Gew.-% WC weisen hierbei die für Verschleißbeanspruchungen günstigste Kombination aus Härte und Bruchzähigkeit auf. Entsprechend dem Phasendiagramm $W-C$ entsteht dies bei einem Kohlenstoffanteil von 3,9-4,2 Gew.-% (s. Abbildung 9) [SHR00]. Um die Auflösung der Hochtemperaturphase W_2C unterhalb von ca. 1300 °C zu unterbinden und deren Vorliegen auch bei Raumtemperatur zu ermöglichen, wird die Schmelze schnell abgekühlt [KUB04, KUR06, SHR00]. Bei WSC handelt es sich demnach um ein metastabiles Phasengemisch, welches zur thermischen Zersetzung bzw. Auflösung ab Temperaturen oberhalb 1200 °C neigt [REIT04, SHR00]. Ansätze zur Reduzierung der WSC -Auflösung resultieren zum einen in der Modifikation der Oberflächenbeschaffenheit von blockig zu sphärisch [AMA09, DEN15, OTT07]. Weiterhin wurde nachgewiesen, dass randaufgekohlte WSC und die damit einhergehende Bildung eines thermisch stabileren WC -Saums entlang der Phasengrenze zwischen WSC und Matrix eine geringere Zersetzung mit sich bringt [JON11, LAU15, WES12-1, WES12-2, WES13].

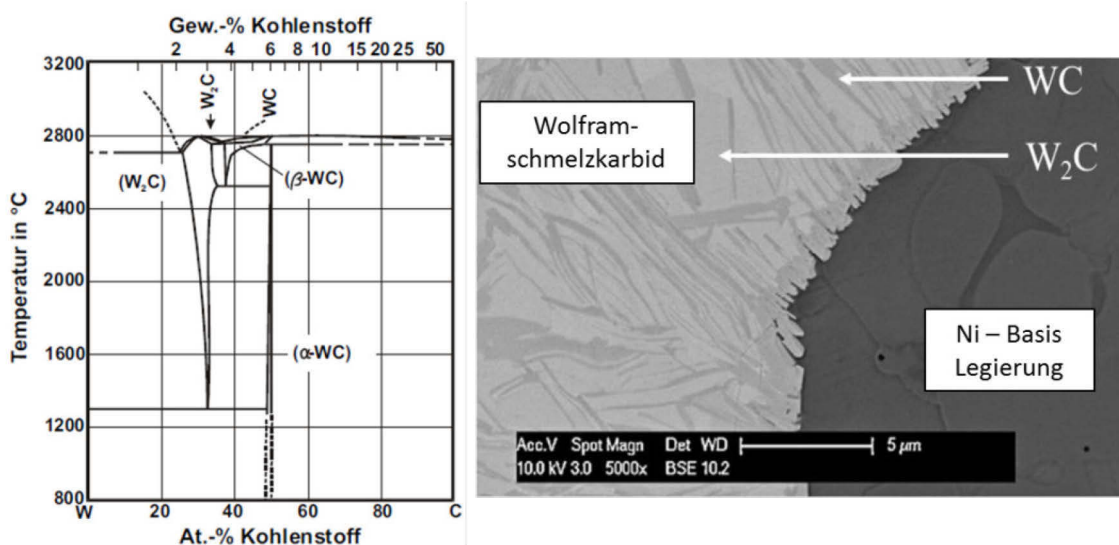


Abbildung 9: Darstellung des Zustandsdiagramms $W-C$ (links, [KUR06]) und die sich ergebende lamellenartige WSC -Morphologie bestehend aus W_2C und WC (rechts) (nach [JUS10]).

Zur Minderung der *WSC*-Zersetzungsanfälligkeit fällt der Matrixlegierung ebenso eine entscheidende Rolle zu. Wesentliche Kriterien für die Auswahl der Matrix sind eine gute Benetzung der Hartphasen und niedrige Schmelztemperaturen [SHR00], weswegen sich niedrigschmelzende, selbstfließende *NiBSi*- bzw. *NiCrBSi*-Legierungen industriell etablierten. *Cr* ist maßgeblich verantwortlich für die Korrosionsbeständigkeit [SU97], fördert jedoch die Zersetzung von *WSC* aufgrund der hohen Affinität zu Kohlenstoff [LIY12]. Auf *Cr*-Zusätze wird daher in vielen Fällen verzichtet. Das Zulegieren von Bor (*B*) bewirkt eine Verbreiterung des Erstarrungsintervalls durch die Bildung eines *Ni/Ni₃B*-Eutektikums [LEB88, POR67, VES12]. Hierdurch wird eine Absenkung des Schmelzbereichs der Matrixlegierung erzielt. *Si* verbessert die Fließfähigkeit der Matrix und führt zur Bildung von *Ni₃Si*-Ausscheidungen [TOK01, TOK03]. Für eine weiterführende Darstellung der metallurgischen Eigenschaften des Legierungssystems *Ni(Cr)BSi* wird auf [COC02, GUO13, HEM13-1, HEM13-2, HEM13-3, KNO74, LEB87, LEB88, REIN13, SU97, SUD08, TOK01, TOK03] verwiesen. Es ist zu berücksichtigen, dass die dort aufgeführten Phasendiagramme den Gleichgewichtszustand berücksichtigen und nur bedingt auf schweißtechnische Anwendungen übertragbar sind.

Am Zersetzungsverhalten von *WSC* im Legierungssystem *Ni(Cr)BSi* wird intensiv geforscht, zumal hierdurch die Verschleißigenschaften maßgeblich beeinflusst werden [GEO07, KAT11]. Das typische Erkennungsmerkmal der thermisch bedingten *WSC*-Auflösung ist ein Zersetzungssaum, welcher sich zwischen der Phasengrenze des *WSC* und der Matrix ausbildet [JUS10, KAT11]. Unklar ist bislang dessen Entstehung, angefangen von der *WSC*-Auflösung bis hin zu den daran anknüpfenden Ausscheidungsprozessen und der Bildung des typischen Zersetzungssaums.

Just et al. [JUS10] postulieren, dass es in Abhängigkeit der Prozesstemperaturen zwei Mechanismen für die *WSC*-Auflösung geben muss. Zum einen wird die Auflösung des Karbides entlang der Grenzfläche zur schmelzflüssigen Matrix genannt, zum anderen müssen auch Diffusionsvorgänge in der Festphase berücksichtigt werden. *Schreiber* [SHR00] führt die Auflösung von *WSC* beim Schweißen auf eine Kohlenstoffdiffusion zurück, wonach sich *W₂C* in *WC* entsprechend folgender Reaktion umwandelt:



Eine detailliertere Beschreibung des Auflösungsverhaltens publizierten *Choi et al.* [CHO11], wonach sich zunächst das thermisch instabilere *W₂C* selektiv auflöst und das thermisch stabilere *WC* am Phasensaum bestehen bleibt. Hingegen vertreten *Vespa et al.*

[VES12] die Ansicht, dass die Zersetzung nicht nur auf der selektiven Auflösung von W_2C beruht und begründeten dies mit vergleichbaren Bildungsenthalpien ΔG von $-42,3 \pm 0,8 \text{ kJ/mol}$ (WC) und $-30,5 \pm 1,3 \text{ kJ/mol}$ für W_2C [GUP75]. Demnach müssen WC als auch das thermisch instabilere W_2C gleichzeitig in Lösung gehen.

Als Folge der WSC -Auflösung kommt es zur Ausscheidung von WC aus der Ni -Schmelze [VES12], wobei *Choi et al.* [CHO11] auch W_2C -Ausscheidungen detektierten. Weiterführend wurden auch Ausscheidungen des Typs Ni_2W_4C und NiW nachgewiesen [DEN15, GER16]. Ferner postulieren *Choi et al.* [CHO11], *Izdinska et al.* [IZD10], *Lau* [LAU15] und *Vespa et al.* [VES12], dass die Entstehung des Zersetzungsaums auf der epitaktischen Erstarrung von ausgeschiedenem WC an verbliebenem WSC beruht (s. Abbildung 10). Das WSC wirkt als Impfkern und begünstigt somit Erstarrungsvorgänge entlang der WSC -Grenzfläche zur Ni -Schmelze. Experimentell nachgewiesen wurde dies bislang nicht.

Mit Blick auf auftragschweißtechnische Anwendungen ist der Einfluss der Aufmischung und somit des Fe -Anteils auf die WSC -Zersetzung nur in Ansätzen beschrieben. Aufgrund der höheren Affinität von Fe gegenüber C (im Vergleich zu W) ist bekannt, dass Fe die WSC -Zersetzung fördert [LI11, SHR00]. Ferner weisen *Vespa et al.* [VES12] darauf hin, dass sich Fe -reiche η -Karbide vom Typ Fe_3W_3C bzw. Fe_6W_6C ausbilden können. An dieser Stelle ist jedoch festzuhalten, dass bislang keine quantitativen Aussagen zur Auflösungskinetik von WSC in Abhängigkeit von Aufschmelzgrad und Fe -Anteil vorliegen.

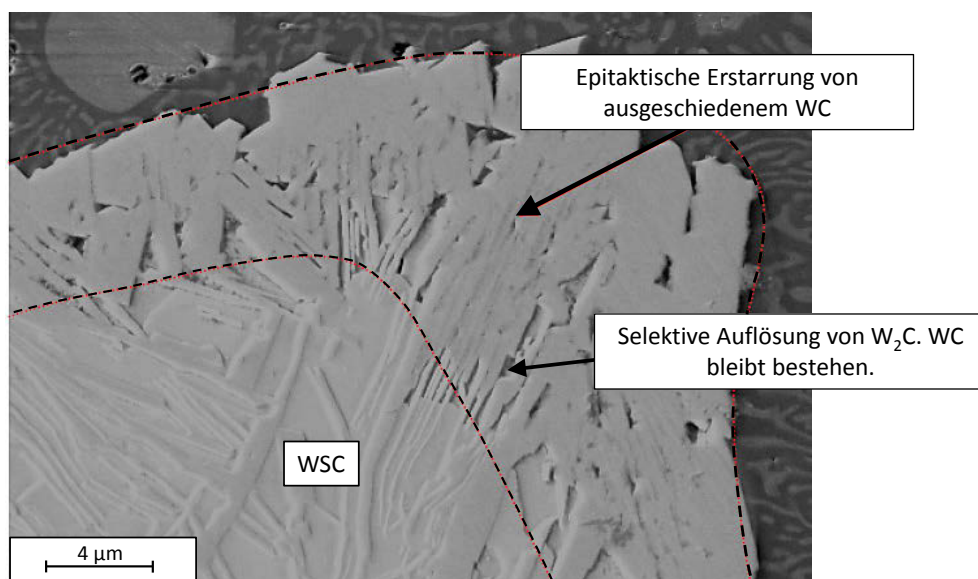


Abbildung 10: Nach *Choi et al.* beruht die WSC -Zersetzung auf der selektiven Auflösung von W_2C , gefolgt von der epitaktischen Erstarrung von WC , welches sich aus der Schmelze ausscheidet [CHO11].

Aus der wissenschaftlichen Literatur geht somit Folgendes hervor:

- Das Auftragschweißen von hartstoffverstärkten Verschleißschutzlegierungen erfordert eine temperaturarme Prozessführung, um geringe Aufschmelzgrade und eine geringe thermische Beanspruchung von *WSC* gewährleisten zu können.
- Mit Blick auf *Ni-WSC-MMC* ist festzuhalten, dass der Mechanismus der thermisch bedingten *WSC*-Zersetzung noch nicht vollständig geklärt ist. Dies betrifft sowohl deren Auflösung, als auch die nachfolgende Entstehung des Zersetzungssaums.
- Es liegen keine quantitativen Aussagen zum Einfluss des Aufschmelzgrades und damit *Fe*-Anteils in der *Ni*-Schmelze auf die *WSC*-Zersetzung vor.
- Es existieren keine Angaben zur *WSC*-Zersetzungskinetik.

2.3 Verfahren des Auftragschweißens

Das resultierende Eigenschaftsprofil hartstoffverstärkter Verschleißschutzlegierungen wird von der Art der schweißtechnischen Verarbeitung maßgeblich beeinflusst. Aus werkstofftechnischer Sicht ist eine temperaturarme Prozessführung anzustreben, wodurch geringe Aufschmelzgrade und eine geringe thermische Beanspruchung der Hartphasen gewährleistet werden kann. Aus fertigungstechnischer Sicht sind die Abschmelzleistung, die einfache Bedienbarkeit und ein hoher Mechanisierungsgrad die wesentlichen Faktoren. In Abhängigkeit der Anforderungen stehen dem Schweißer eine Vielzahl an Lichtbogenprozessen zur Verfügung (s. Abbildung 11) [MAT08].

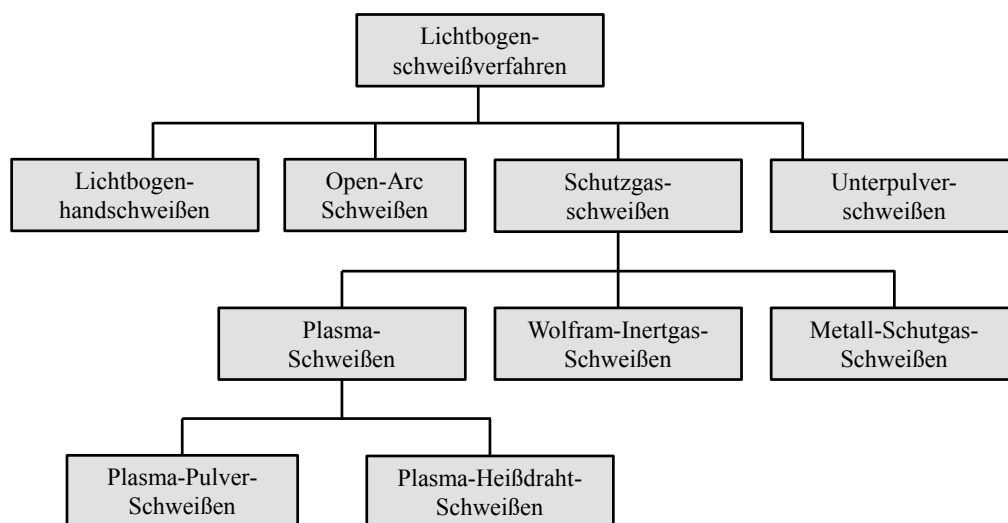


Abbildung 11: Auswahl industriell relevanter Lichtbogenschweißverfahren zum Auftragschweißen (in Anlehnung an [MAT08]).

Ein weiteres prozesstechnisches Unterscheidungsmerkmal stellt die Zuführung des Schweißzusatzwerkstoffs dar. Bei drahtbasierten Verfahren kann die Materialeinbringung in Form von Fülldraht erfolgen. Die in der Ummantelung eingebrachten Füllstoffe sorgen dabei für die Bereitstellung der notwendigen Legierungsbestandteile bzw. Hartphasen. Somit ist bei Fülldrahtanwendungen der maximale Hartphasenanteil über den Drahtdurchmesser und das Füllvolumen begrenzt [SHN05]. Hingegen liegt der Vorteil von pulverbasierten Verfahren gerade in der theoretisch unbegrenzten Mischbarkeit des Hartphasen- und Matrixanteils [BOU97]. Hierdurch können Schichtsysteme mit sehr hoher Verschleißbeständigkeit realisiert werden, wie z.B. *Ni-WSC-MMC* Verschleißschutzschichten mit 60 Gew.-% WSC [DEN15].

Für die Verarbeitung von Pulver hat sich das Plasma-Pulver(*PTA*)-Auftragschweißen aufgrund der prozesstechnischen Merkmale etabliert (s. Abbildung 12). Die Vorteile des Verfahrens liegen in der Entkopplung des Material- und Energieeintrages aufgrund der separaten Einstellung von Lichtbogenleistung und Menge an aufzuschmelzendem Schweißzusatzwerkstoff. Hierdurch kann die Temperaturführung im Schmelzbad kontrolliert werden, wodurch eine nahezu unabhängige Regelung der Abschmelzleistung und des Aufschmelzgrades ermöglicht wird. Daraus ergeben sich für den praktischen Einsatz geringe Aufschmelzgrade zwischen 3 bis 10 % bei gleichzeitig hohen Abschmelzleistungen von 6 bis 12 kg/h. Im Fall von Hochleistungsprozessen können Abschmelzleistungen bis zu 20 kg/h erzielt werden [BOU92, BOU93, KER10, SDN11].

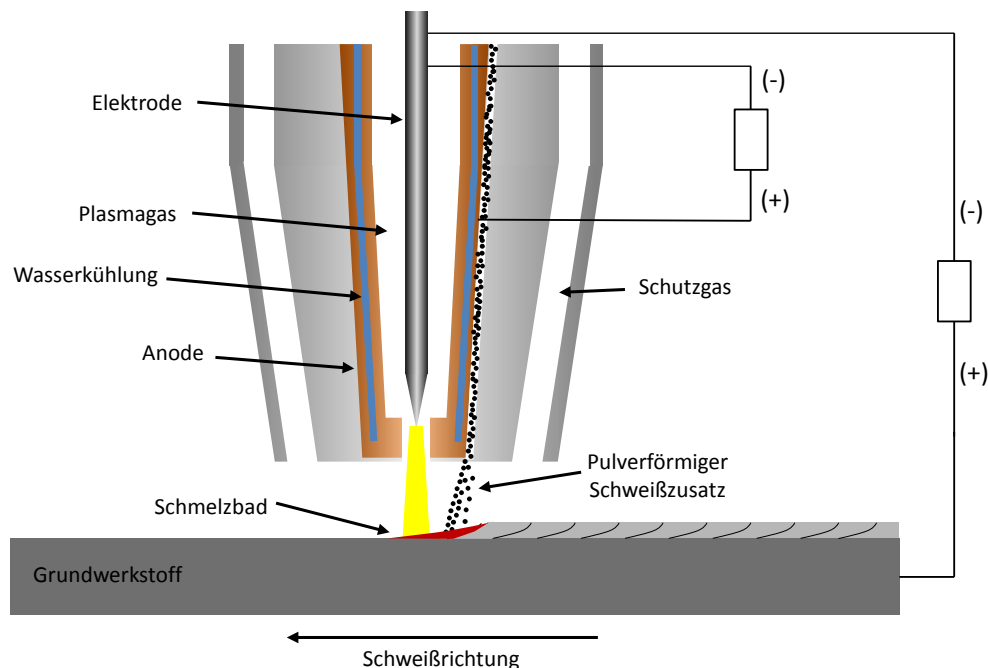


Abbildung 12: Schematische Darstellung des Plasma-Pulver(*PTA*)-Auftragschweißens. Die Zuführung der temperaturempfindlichen WSC in das Schmelzbad erfolgt hinter dem Lichtbogen.

Insbesondere bei der Verarbeitung temperaturempfindlicher *WSC* ist die Entkopplung des Material- und Energieeintrages vorteilhaft, da hierdurch das Temperatur-Zeit($T-t$)-Régime im Schmelzbad und somit die thermische Beanspruchung der Hartphasen beeinflusst werden können. *Katsich* und *Badisch* [KAT11] zeigten, dass die Verringerung der Stromstärke von 110 auf 50 A (bei gleichbleibender Pulverfördertrate) in einer Erhöhung des *WSC*-Anteils von 4 auf 42 Vol.-% resultiert (s. Abbildung 13). Die reduzierte *WSC*-Zersetzung führten sie auf abnehmende Schmelzbadtemperaturen zurück.

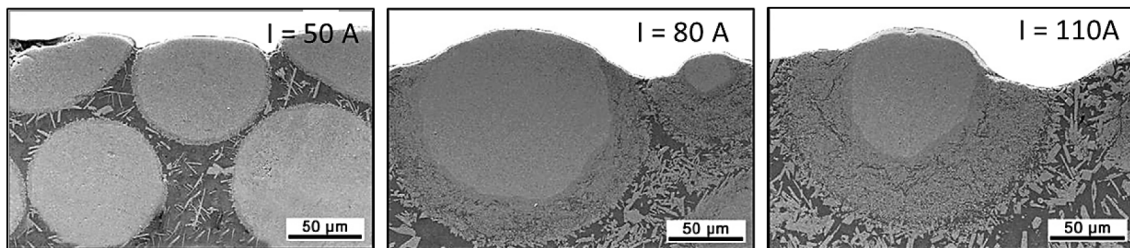


Abbildung 13: Beeinflussung des *WSC*-Anteils und der *WSC*-Zersetzung durch Variation der Schweißstromstärke bei konstanter Pulverfördertrate beim *PTA*-Auftragschweißen [KAT11].

Vergleichbare Effekte beobachteten *Georges et al.* [GEO07], *Lim et al.* [LIM98] und *Ming et al.* [MIN98] am Beispiel des Laser-Pulver-Auftragschweißens von *Ni-WSC-MMC*. Sie erhöhten allerdings die Pulverfördertrate bei gleichbleibender Laserleistung.

Die Entkopplung des Energie- und Materialeintrages ist bei Verfahren mit abschmelzender Elektrode, wie z.B. der *MSG*- oder *Open-Arc*-Prozess, nicht möglich. Dennoch gibt es im Vergleich zu pulverbasierten Verfahren Vorteile für derartige Fülldrahtanwendungen. Zu nennen ist die Zwangslageneignung und die einfachere Bedienbarkeit durch den Schweißer. Hinzu kommen geringere Materialverluste durch Overspray, welche beim großtechnischen Einsatz des *PTA*-Verfahrens ca. 5 % des jährlichen Zusatzwerkstoffverbrauchs betragen können [SUC16]. Somit stellt die Substitution von Pulver durch Fülldraht dennoch eine interessante Alternative dar.

2.4 Metall-Schutzgas-Auftragschweißen

Bezogen auf das Abschmelzvolumen liegt der Marktanteil des Metall-Schutzgas-Schweißens (*MSG*) bei ca. 80 % [RIE15] und ist somit das verbreitetste Schweißverfahren [DIL06, MAT08]. Im Bereich des Verschleißschutzes besitzt es dennoch Nischencharakter. Gründe hierfür sind zum einen die hohen Aufschmelzgrade (bis ca. 40 %) bei vergleichsweise geringen Abschmelzleistungen von ca. 4 bis 5 kg/h [SHN05].

zunimmt [SHL85]. Im Folgenden werden die für diese Arbeit und für das Auftragschweißen relevanten Werkstoffübergänge vorgestellt.

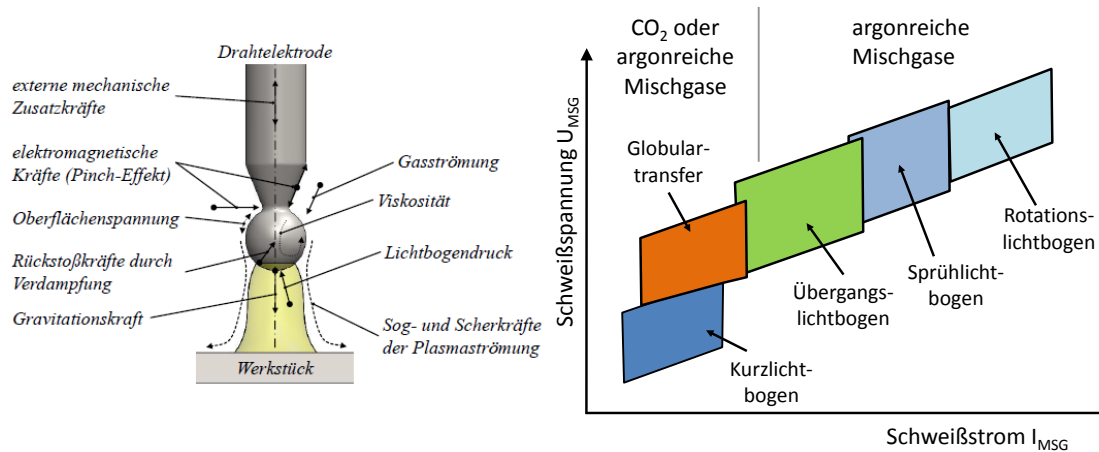


Abbildung 15: Schematische Darstellung der auf die Drahtelektrode wirkenden Kräfte beim MSG-Schweißen (links) [SIE14] und Einteilung der unterschiedlichen Werkstoffübergänge in Abhängigkeit von Schweißstrom I_{MSG} und Schweißspannung U_{MSG} (rechts) (in Anlehnung an [Ior08]).

Der Kurzlichtbogen (s. Abbildung 16-oben) tritt bei geringen Schweißspannungen und Schweißstromstärken auf, wodurch der Einfluss der Pinchkraft F_P auf die Tropfenablösung als gering einzustufen ist. Das Prozessverhalten ist geprägt durch eine periodische Abfolge von Lichtbogenbrenn- und Kurzschlussphasen, wobei der Werkstoffübergang im Kurzschluss erfolgt [SHL85]. Aufgrund des geringen Energieeintrages wird der Kurzlichtbogen bevorzugt beim Auftragschweißen eingesetzt.

Beim Globulartransfer (s. Abbildung 16-mitte) handelt es sich um einen grobtropfigen Werkstoffübergang, der hinsichtlich seines Leistungsbereichs zwischen Kurz- und Sprühlichtbogen anzusiedeln ist. Dieser entsteht aus dem Kurzlichtbogen als Folge einer Erhöhung der Schweißspannung bzw. aus dem Sprühlichtbogen durch die Verringerung des Schweißstroms [KIM93, LOW11, WAN04, WEG08, WU08]. Der grobtropfige Übergang resultiert vorrangig aus der wirkenden Schwerkraft, da der Einfluss der Pinchkraft F_P gering ist [KOU03].

Der Sprühlichtbogen (s. Abbildung 16-unten) tritt bei hohen Schweißströmen und Schweißspannungen auf, wobei der Tropfenübergang nahezu kurzschlussfrei erfolgt [KIL02]. Im Vergleich zum Massivdraht wird der Sprühlichtbogen bei Fülldrähten bereits bei geringeren Stromstärken erreicht. Die Ursache ist der sich auf die Umhüllung konzentrierende Stromfluss und die damit einhergehende höhere Stromdichte [TES15]. Die hohen Stromstärken und elektromagnetischen Kräfte führen schließlich zu einer Einschnürung des teigigen Drahtendes und zur Ablösung feiner Tropfen. Aufgrund des

hohen Energieeintrages und tiefen Einbrandes wird der Sprühlichtbogen vorrangig zum Verbindungsschweißen im Dickblechbereich eingesetzt. Auftragschweißtechnische Anwendungen sind aus der Praxis und Literatur nicht bekannt.

Eine definierte Tropfenablösung über einen breiten Leistungsbereich wurde mit dem Impulslichtbogen durch die Entwicklung transistorgesteuerter Schweißstromquellen Anfang der 80er Jahre ermöglicht. Durch das Schweißen mit pulsierendem Strom erfolgt ein geregelter, kurzschlussfreier Tropfenübergang während der Impulsstromphase [EWM09, GSI06, PAL11]. Verwendung im Bereich des Auftragschweißens erfährt der Impulslichtbogen unter anderem beim Plattieren von *Ni*-Basis-Legierungen für den Korrosionsschutz [GEI97, GRO08]. Praktische Anwendungen im Bereich des Verschleißschutzes sind nicht bekannt. Der Impulslichtbogen wird im Rahmen dieser Arbeit nicht berücksichtigt.

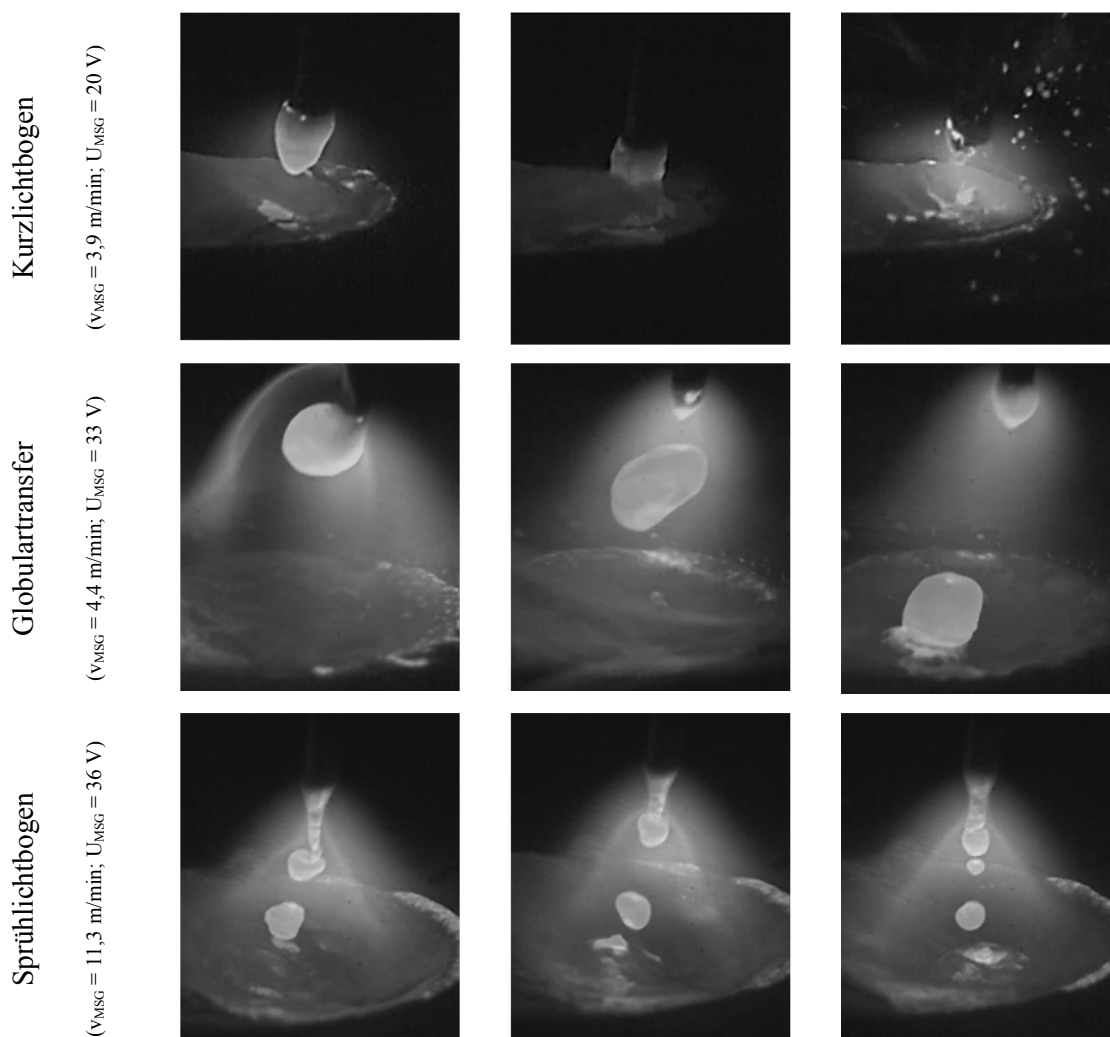


Abbildung 16: Darstellung ausgewählter Lichtbogenarten und deren charakteristischer Werkstoffübergang; Schweißzusatzwerkstoff: ER70S-6 ($\varnothing 1,2$ mm), Schutzgas: Ar mit 15 % CO_2 [ALB17].

Das Schutzgas ist maßgeblich an der Beeinflussung des Werkstoffübergangs beteiligt. Weiterhin dient es zum Schutz des Schmelzbades vor der umgebenden Atmosphäre, trägt zum Zünden und Stabilisieren des Lichtbogens bei und beeinflusst die Schmelzbadviskosität sowie das Einbrandverhalten [DIL06, EWM09, MAT08, RIE15]. Die Wahl des Schutzgases hängt vorrangig vom verwendeten Schweißzusatzwerkstoff ab. In Deutschland werden grundsätzlich Schutzgase auf Argon(*Ar*)-Basis verwendet, welche durch Zugabe von O_2 , CO_2 bzw. He ergänzt werden [GSI06]. Für das Auftragschweißen von *Ni-WSC-MMC* wird zur Verbesserung des Benetzungsverhaltens der Schmelze Argon mit 2 % CO_2 bzw. 1 % O_2 empfohlen [SEV14]. Jedoch sind auch Anwendungen mit 25 % CO_2 haltigem *Ar*-Basis-Schutzgas bekannt [VES12]. Die Verwendung von Schutzgas bei *FeCrC*-Fülldrahtelektroden ist meist nicht zwingend erforderlich, da sie aufgrund des hohen Kohlenstoffanteils selbstschützenden Charakter besitzen und im Open-Arc-Verfahren geschweißt werden können. Durch die Ausbildung einer CO_2 -Schutzgasatmosphäre erfolgt der Werkstoffübergang im hierfür typischen Kurz- oder Langlichtbogen [GSI06, MÜH15]. Dennoch wird in manchen Einsatzbereichen auf *Ar*-Basis-Schutzgas zurückgegriffen, um den Werkstoffübergang und das Nahtaussehen zu beeinflussen [SEV16]. Untersuchungen hierzu sind aus der Literatur nicht bekannt.

Es ist an dieser Stelle festzuhalten, dass die hohen Aufschmelzgrade beim *MSG*-Verfahren in den letzten Jahren zur Entwicklung modifizierter Lichtbogenprozesse führten. Das Entwicklungsziel war der direkte Eingriff in das Lichtbogenverhalten und die unmittelbare Beeinflussung der Temperaturführung. Zu nennen sind an dieser Stelle das *MSG*-Auftragschweißen mittels Flachdrahtelektroden [HER05-1, HER05-2, HER06], das Auftragschweißen mittels magnetisch pendelndem Lichtbogen [BLU00, DIL72, HEN17], der Einsatz modulierbarer *MSG*-Impulslichtbögen [STA12, SÜL12], sowie die unterstützende Wirkung eines Lasers oder Nebenlichtbogens zur Vorwärmung des *MSG*-Drahtes [ALI15, NI13].

In der Praxis etabliert haben sich dagegen die geregelten, energiereduzierten Kurzlichtbogentechnologien, welche unter herstellerspezifischen Bezeichnungen (u.a. *CMT*, *CSC-MIG* und *ColdArc®*) bekannt sind [KAH13]. Durch eine gezielte Modellierung der Stromverläufe, teilweise überlagert mit einer mechanisierten Drahrückzugsbewegung, wird die Prozessleistung im Vergleich zum konventionellen Kurzlichtbogen reduziert. Hieraus ergaben sich in den letzten Jahren zunehmend Anwendungen im Bereich des aufmischungsarmen Auftragschweißens für den Korrosions- und Verschleißschutz

[ECH13, FRI13, PIC11, SOR13, VES12, WES12-3, WIL06, WIL08, WIL11]. *Frisch et al.* [FRI13] erreichten Aufschmelzgrade unter 6 % bei einer Drahtvorschubgeschwindigkeit v_{MSG} von 9,5 m/min am Beispiel eines VC haltigen Fe-Basis-Fülldrahtes (\varnothing 1,2 mm). Mit einem FeCrB-Fülldraht (\varnothing 1,8 mm) erzielten *Sorour et al.* [SOR13] Aufschmelzgrade unter ca. 6 % bei einer Streckenenergie E von 220 J/mm.

Mit Blick auf die Verarbeitung temperaturempfindlicher Ni-WSC-MMC zeigten allerdings *Vespa et al.* [VES12], dass sich hohe Streckenenergien auch unter Verwendung energiereduzierter MSG-Verfahren nachteilig auf die Mikrostruktur und das Verschleißverhalten auswirken. Eine Zunahme der Streckenenergie von 10,2 auf 108,7 J/mm führte demnach zu einer Verringerung des WSC-Anteils von 25 auf 14,5 Vol.-%, einhergehend mit der Ausscheidung des Zersetzungsproduktes WC. Der zunehmende Aufschmelzgrad und Fe-Anteil im Schmelzbad förderte zudem die Bildung von η -Karbiden (vgl. Kapitel 2.2). Ferner berichtete *Echtermeyer* [ECH13], dass das schwerkraftbedingte Seigern von WSC auch durch die forcierte Schmelzbaderstarung bei energiereduzierten MSG-Verfahren nicht unterbunden werden kann.

Ausgehend von der wissenschaftlichen Literatur ist an dieser Stelle festzuhalten, dass die Haupteinflussgrößen für die WSC-Verluste beim MSG-Verfahren nicht benannt werden. Auch wenn *Badisch et al.* [BAD08], *Choi et al.* [CHO11], *Guest et al.* [GUE14-2] und *Klimpel et al.* [KLI05] empirische Untersuchungen hierzu vornahmen, ist der Einfluss des Werkstoffübergangs, der Schmelzbadtemperatur bzw. -größe und von möglichem Overspray nicht quantifiziert.

In diesem Zusammenhang untersuchten *Badisch et al.* [BAD08] die mikrostrukturellen Merkmale von Ni-WSC-MMC bei Schweißspannungen U_{MSG} von 12,8 und 16,2 V sowie Schweißstromstärken I_{MSG} von 70 und 170 A. Dies entsprach einer Drahtvorschubgeschwindigkeit v_{MSG} von 1,1 und 3,3 m/min (Fülldraht \varnothing 1,6 mm) unter Einsatz des Kurzlichtbogens. Sie kamen zum Ergebnis, dass eine höhere Streckenenergie und der damit einhergehende zunehmende Aufschmelzgrad die WSC-Zersetzung fördern. Weiterführende Untersuchungen erfolgten durch *Choi et al.* [CHO11] für unterschiedliche Werkstoffübergänge (Kurz-, Globular-, Sprühlichtbogen). Betrachtet wurden Drahtvorschübe v_{MSG} von 3 und 6 m/min bei Schweißspannungen U_{MSG} zwischen 13 und 31 V. Eine Zunahme der Streckenenergie und Veränderung des Tropfenübergangs führte hierbei zu einer Verringerung des WSC-Anteils von ca. 45 auf 15 Vol.-%, einhergehend mit einem zunehmenden Aufschmelzgrad (s. Abbildung 17). Der Einfluss der Schmelzbadeigen-

schaften und des Werkstoffübergangs auf die *WSC*-Zersetzung wurde jedoch nicht konkretisiert und bewertet.

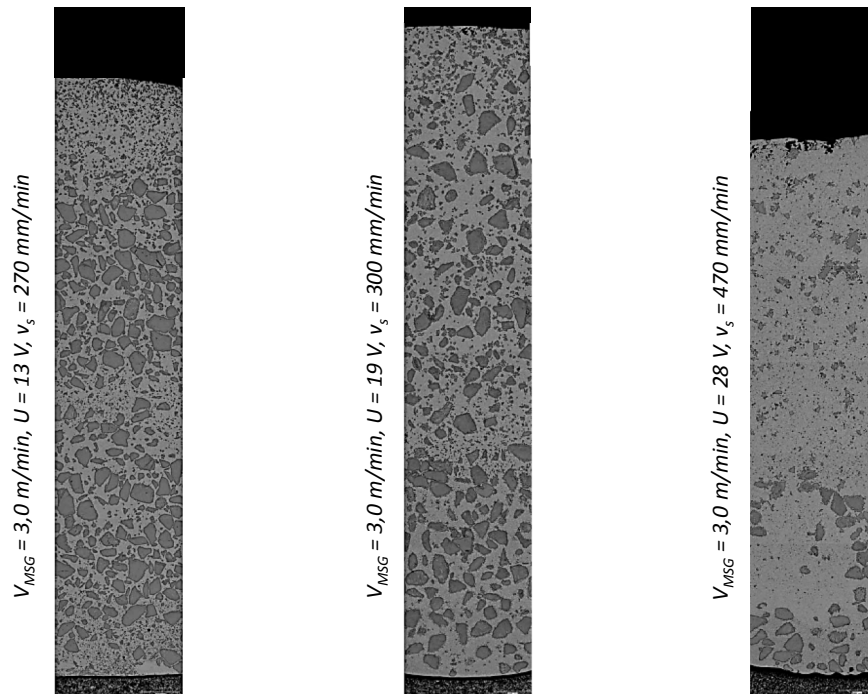


Abbildung 17: Zersetzung der *WSC* in einer *NiBSi*-Matrix in Abhängigkeit der Prozessparameter beim *MSG*-Auftragschweißen (ϕ 1,6 mm) [CHO11].

Weiterführend postulierten *Guest et al.* [GUE14-2], dass *WSC*-Verluste nicht nur auf deren thermisch bedingte Zersetzung zurückzuführen sind. Sie stellten fest, dass es während des Werkstoffübergangs zum Abprallen der Hartphasen an der Schmelzbadoberfläche kommt (non-wetting Effekt). Den Einfluss dieser mechanischen *WSC*-Verluste stuften sie als hoch ein, wobei für den Globulartransfer ein *WSC*-Verlust von ca. 80 % und beim Kurzlichtbogen von ca. 20 % ermittelt wurde. Bei ihren Berechnungen orientierten sie sich allerdings am detektierten *WSC*-Anteil im Querschliff und vernachlässigten hierdurch die thermisch induzierte *WSC*-Auflösung im Schmelzbad.

Dennoch verdeutlichen diese Untersuchungen, dass ein gewisser *WSC*-Verlust beim *MSG*-Schweißen auf Overspray zurückgeführt werden könnte. Trifft dies tatsächlich zu, kann durch die Ermittlung des *WSC*-Anteils in der Matrix kein Rückschluss auf das Zersetzungsverhalten und die -kinetik gezogen werden. Über den Stand der Technik hinaus muss somit der Frage nachgegangen werden, ob durch die Einführung eines Zersetzungskennwertes eine Quantifizierung der *WSC*-Zersetzung ermöglicht wird. Ferner könnte dies dazu beitragen, den Einfluss des Werkstoffübergangs und der Schmelzbad-

eigenschaften aufzuschlüsseln (s. Abbildung 18). Erkenntnisse hierzu sind aus der wissenschaftlichen Literatur nicht bekannt.

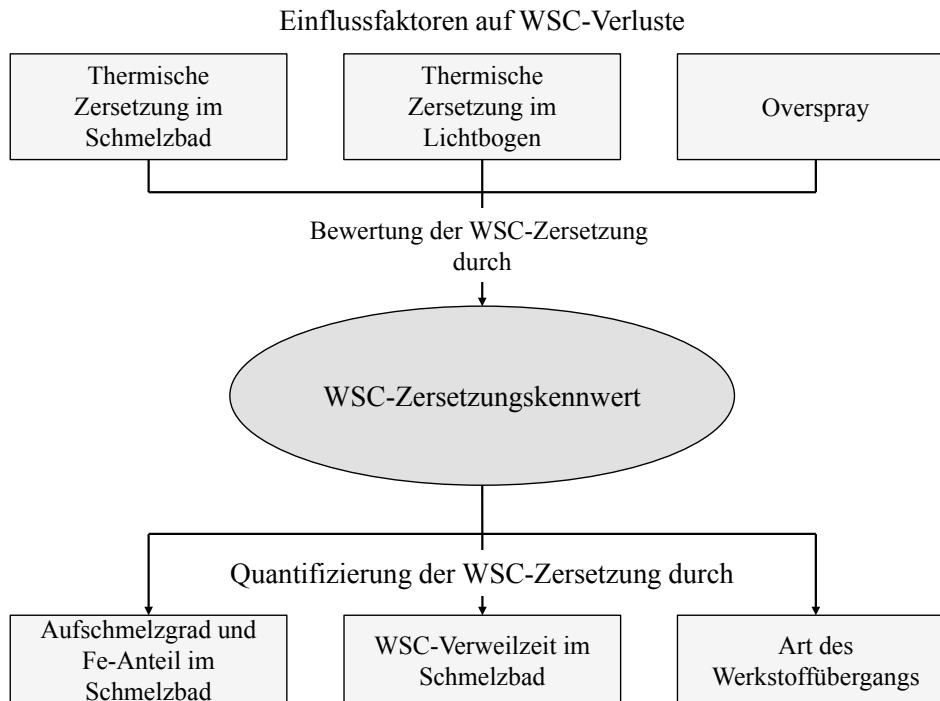


Abbildung 18: Mögliche Quantifizierung des Einflusses des Aufschmelzgrades, der *WSC*-Verweilzeit im Schmelzbad und des Werkstoffübergangs auf die *WSC*-Zersetzung mit Hilfe eines Kennwertes.

Für die schweißtechnische Verarbeitung von *WSC* ist an dieser Stelle festzuhalten, dass die Zersetzung durch die hohen Temperaturen im Lichtbogen begünstigt wird. Zudem kann beim *MSG*-Prozess die Interaktion zwischen den Hartphasen und dem Lichtbogen nur durch die Lichtbogenleistung beeinflusst werden, was sich wiederum auf den Tropfenübergang auswirkt. Für eine reduzierte thermische Beanspruchung der Hartphasen wird daher das Schweißen bei geringem Material- und Energieeintrag im Kurzlichtbogen empfohlen [COF11, MÜH15, SEV14], was einer Abschmelzleistung von ca. 3 bis 4 kg/h entspricht. Nach *Hu et al.* [HU06, HU07-1, HU07-2] und *Siewert* [SIE12, SIE14] liegt die Temperatur des Schmelzbades ca. 1000 °C unterhalb der Tropfentemperatur im Lichtbogen. Eine vom *MSG*-Lichtbogen unabhängige *WSC*-Zuführung ins Schmelzbad würde es somit ermöglichen, die thermische Beanspruchung von *WSC* unabhängig von der Lichtbogenleistung und Materialeinbringung einzustellen. Insofern stellt die lichtbogenlose Materialeinbringung über einen in das Schmelzbad eingebrachten Zusatzdraht eine interessante Prozesserweiterung dar.

2.5 Heißdraht unterstütztes MSG-Auftragschweißen

Die Entkopplung des Material- und Energieeintrags beim MSG-Schweißen mit Hilfe eines externen Zusatzdrahtes, wurde bereits in den 80er Jahren in Form des Kaltdraht unterstützten MSG-Auftragschweißens verfolgt [HAU85]. Durch *Aretov et al.* [ARE09, DIL08, REI08] wurde dieser Ansatz schließlich auf das Unter-Pulver(UP)-Schweißen übertragen. Beide Verfahrensvarianten haben sich in der Praxis etabliert [ESA13, UEY15]. Nachteilig beim Einsatz von Kaltdraht ist die begrenzte Materialeinbringung, welche von der Wärmeübertragung des Lichtbogens und Schmelzbades abhängt.

Mit der Erfindung der Heißdrahttechnologie durch *Manz* [MAN64] wurde schließlich eine von der Lichtbogen- und Schmelzbadtemperatur weitestgehend unabhängige Regelung der Drahttemperatur und damit Abschmelzleistung ermöglicht. Hierbei wird der Draht ohm'sch vorgewärmt, bevor er in das Schmelzbad eintritt [HOR04, TSU14-2]. Die aufzubringende Heißdrahtleistung P_{HD} ergibt sich dabei aus der eingestellten Stromstärke I_{HD} und dem Drahtwiderstand R_{HD} zwischen der Stromkontaktdüse und dem Werkstück. R_{HD} wird durch den spezifischen elektrischen Widerstand ρ_R , der Länge des freien Drahtendes l_{HD} und der stromführenden Drahtquerschnittsfläche A_D beeinflusst (s. Gleichung 2 und 3).

$$P_{HD} = R_{HD} * I_{HD}^2 \quad (2)$$

$$R_{HD} = \frac{\rho_R * l_{HD}}{A_D} \quad (3)$$

Durch die eingestellte Heißdrahtleistung P_{HD} wird die Temperatur des Zusatzdrahtes entlang der freien Drahtlänge l_{HD} und somit auch am Eintauchpunkt in die Schmelze gesteuert. Nach *Manz* [MAN77] kann die sich einstellende Heißdrahttemperatur vereinfacht über Wärmeleitung dargestellt werden (s. Gleichung 4).

$$dq = c \rho_d dT = I_{HD}^2 \rho_R dt \quad (4)$$

Danach ist die Änderung der Heißdrahttemperatur dT innerhalb eines Zeitraumes dt proportional zum Quadrat der eingestellten Heißdrahtstromstärke I_{HD} . Die eingebrachte Wärmemenge dq ergibt sich dabei aus dem Produkt der spezifischen Wärmekapazität c , der Dichte des Zusatzwerkstoffes ρ_D und der Heißdrahttemperatur dT .

Bei der Zuführung von Heißdraht wird eine Erwärmung des Drahtes knapp unterhalb der Schmelztemperatur anvisiert, wodurch die zum Aufschmelzen des Zusatzdrahtes erforderliche Restwärmemenge deutlich geringer ausfällt im Vergleich zum Kaltdraht-

einsatz. Für die Anwendungspotenziale der Heißdrahttechnik, welche sich zunächst auf Verfahren mit nichtabschmelzender Elektrode (*WIG*- und Plasma-Verfahren) konzentrierten, ergaben sich hieraus zwei Ansätze:

- Erhöhung der Abschmelzleistung im Vergleich zu kaltdrahtbasierten Verfahren [HEN10, NEF98]
- Reduzierung der Lichtbogenleistung bei gleicher Abschmelzleistung und damit einhergehende geringere thermische Beanspruchung von Schweißgut und Grundwerkstoff [BOU88, DRA95].

Hieraus ergaben sich schließlich weiterführende Anwendungen für das laserbasierte Verbindungs- und Auftragschweißen [KAD10, PHA13].

Eine Übertragung der Heißdrahttechnologie auf Verfahren mit abschmelzender Elektrode erfolgte erstmals 2009 durch *Arita et al.* [ARI09], später durch *Rose et al.* [ROS12] unter Verwendung des *MSG*-Tandem-Prozesses. Das Ziel war die Entkopplung des Material- und Energieeintrages und die damit einhergehende Steuerung des *T-t*-Régimes im Schmelzbad. Hierdurch gelang eine unabhängige Steuerung von Abschmelzleistung und Einbrandtiefe [ROS12]. *Tsuyama et al.* [TSU14-1, TSU14-2] untersuchten das Potenzial der Heißdrahttechnologie schließlich für das *MSG*- und *UP*-Verbindungsschweißen unter besonderer Berücksichtigung der Mikrostruktur und mechanisch-technologischen Eigenschaften. Sie konnten nachweisen, dass der zusätzliche Heißdrahteinsatz Kornfeinungseffekte in der Schweißung mit sich bringt und führten dies auf karbidbildende Elemente im Zusatzdraht zurück. Heterogene Keimbildungseffekte wurden dadurch begünstigt.

Inzwischen existieren durch *Heinitz et al.* [HNI15-1, HNI15-2] weiterführende Ansätze, um das Heißdraht unterstützte *MSG(MSG-HD)*-Verfahren für die In-situ-Legierungsbildung zu nutzen. Die chemische Zusammensetzung eines hochlegierten, austenitischen Stahlwerkstoffes wurde dabei erst im Schmelzbad erzeugt, wobei die Zuführung von *Cr* und *Ni* ausschließlich über den Heißdraht erfolgte. Schweißrauchemissionen konnten hierdurch vermieden werden.

Das Ausnutzen der oben aufgeführten Potenziale und Anwendungsfelder erfordert tiefgreifende Kenntnisse zum Prozessverhalten. Dies beinhaltet zum einen Aussagen zum Prozessfenster innerhalb dessen ein kontinuierliches Aufschmelzen des Heißdrahtes gewährleistet werden kann. Zum anderen sind Kenntnisse zum Einfluss des induzierten Magnetfeldes auf das Lichtbogenverhalten und den Tropfenübergang notwendig.

Prozessverhalten und Lichtbogenbeeinflussung

Untersuchungen zum Prozessverhalten erfolgten vordergründig für das *WIG*-, vereinzelt für das *MSG*-Schweißen. Im Folgenden werden wesentliche Erkenntnisse für beide Prozesse beschrieben.

Eine Herausforderung stellt das über den Heißdrahtstrom induzierte Magnetfeld B dar, wodurch der Lichtbogen in Abhängigkeit der wirkenden Lorentzkraft F_L ausgelenkt wird (s. Abbildung 19). Nach *Hori et al.* [HOR04] kann hierdurch die notwendige Interaktion mit dem aufzuschmelzenden Grundwerkstoff beeinträchtigt werden, der dies anhand des *WIG*-Prozesses darstellte.

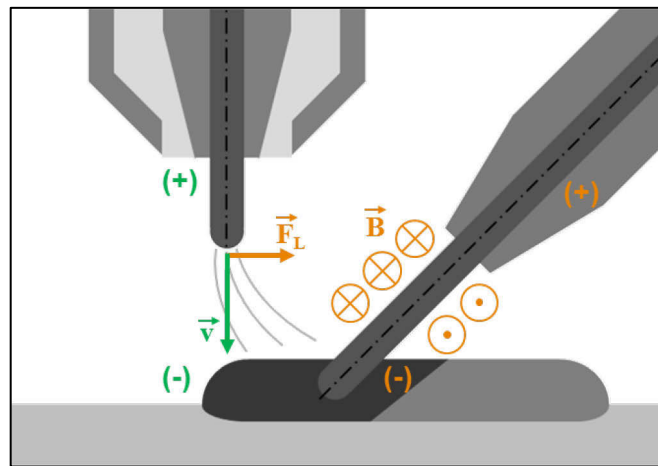


Abbildung 19: Schematische Darstellung der auf den Lichtbogen wirkenden Lorentzkraft F_L in Abhängigkeit des Stromflusses v und des magnetischen Feldes B [GÜN13].

Zur Eingrenzung der *WIG*-Lichtbogenauslenkung wird daher von *Hori et al.* [HOR04] eine Reduzierung des Heißdrahtstroms auf etwa die Hälfte des Lichtbogenstroms empfohlen. Für eine erforderliche Heißdrahtleistung P_{HD} kann dies durch eine Verlängerung der freien Heißdrahtlänge l_{HD} erzielt werden (vgl. Gleichung 2 und 3). Gängige Heißdrahtlängen liegen daher zwischen 30 bis 70 mm [HOR04, SHI09, SHI11, UEG87]. Weiterführende Ansätze beim *WIG*-Schweißen verfolgten eine Verringerung der Lichtbogeninteraktion durch wechselseitiges Pulsen von Heißdraht- und Schweißstrom [HOR04]. Im Gegensatz dazu nutzten *Burt et al.* [BUR12] und *Metz* [MET15] die wirkende Lorentzkraft F_L aus, um mit Hilfe eines *AC*-Heißdrahtes den *WIG*-Lichtbogen in eine kontrollierte, magnetische Pendelbewegung in Schweißrichtung zu überführen.

Im Vergleich zum *WIG*- oder Plasma-Prozess ist beim *MSG*-Verfahren die magnetische Beeinflussung des Werkstoffübergangs zusätzlich zu berücksichtigen. Sowohl *Günther et al.* [GÜN13, GÜN14-1] als auch *Häsler et al.* [HÄS15] stellten fest, dass die Tropfenablösung mit zunehmendem Heißdrahtstrom I_{HD} und somit Magnetfeld B erschwert

wird (s. Abbildung 20). In der Folge nahm die Tropfengröße und Kurzschlusshäufigkeit zu. Die Ursache für dieses Prozessverhalten ist bislang unklar und wird in der Literatur nicht diskutiert.

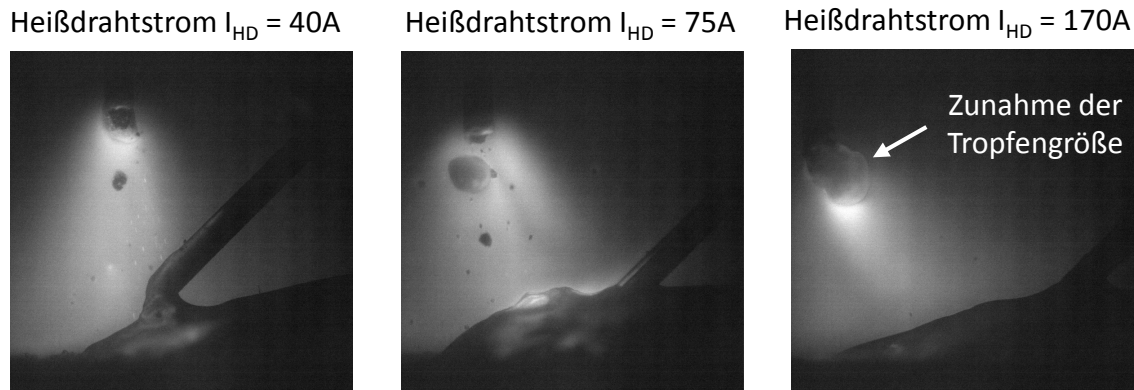


Abbildung 20: Lichtbogauslenkung und erschwerte Tropenablösung beim DC-Heißdraht unterstützten MSG-Auftragschweißen von Ni-WSC-Fülldraht [GÜN13].

Weiterführend ist festzuhalten, dass prozesstechnische Untersuchungen beim MSG-Schweißen bislang auf geringe Drahtvorschübe v_{MSG} von 5 m/min beschränkt sind. Es liegen somit keine Untersuchungen vor, die das Lichtbogenverhalten, den Werkstoffübergang und die Prozessstabilität in Abhängigkeit des Drahtvorschubs beleuchten. Ebenso liegen keine Aussagen zum Prozessfenster vor, innerhalb dessen der magnetische Einfluss auf den Werkstoffübergang minimiert werden kann und somit stabile Prozessbedingungen vorherrschen.

Hartstoffverstärkte Verschleißschutzlegierungen

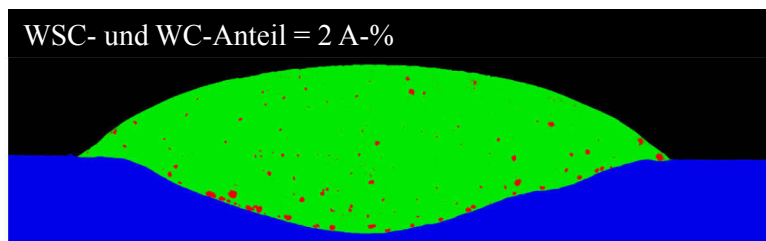
Aufgrund der weitestgehend unabhängigen Regelung von Abschmelzleistung und T - t -Régime, sowie der Vermeidung hoher Lichtbogen- und Tropfentemperaturen folgten ab dem Jahr 2013 Untersuchungen zum Heißdraht unterstützten WIG- und MSG-Auftragschweißen hartstoffverstärkter Verschleißschutzlegierungen.

Die Möglichkeit, den Schweißstrom durch den Einsatz eines Heißdrahtes reduzieren zu können, eröffnete neue Potenziale beim WIG-Schweißen von Ni-WSC-MMC [GAO13]. Die Untersuchungen erfolgten bei einem WIG-Schweißstrom von 300 A , einem Heißdrahtvorschub von $12,5\text{ m/min}$ und einem Heißdrahtstrom von 320 A . Im Vergleich zum WIG-Schweißen mit Kaltdraht wurde die WSC-Zersetzung reduziert und eine homogene Verteilung der Hartphasen erzielt. Zurückgeführt wurde dies auf kleinere Schmelzbadabmessungen aufgrund der reduzierten Lichtbogenleistung. Vergleichbare Erkenntnisse berichteten Guest et al. [GUE14-1], wobei sie die geringeren Schmelzbadtemperaturen als Grund nannten. Experimentell nachgewiesen wurde dies bislang nicht.

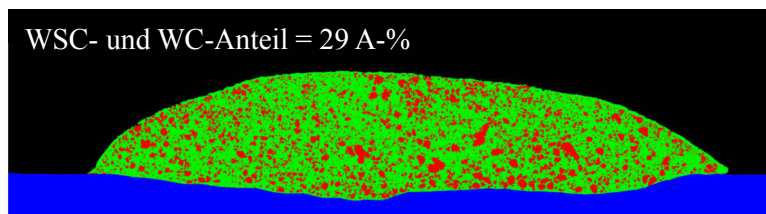
Eine homogene Hartphasenverteilung erzielen auch *Häsler et al.* [HÄS15], *Guest* [GUE14-3] und *Günther et al.* [GÜN13, GÜN14-1] beim Heißdraht unterstützten MSG-Auftragschweißen von *Ni-WSC-MMC*. In diesem Fall nahm das Schmelzbadvolumen durch die zusätzliche Materialeinbringung zu, wodurch die oben beschriebene These widerlegt wurde. Untersuchungen zur Schmelzbadtemperatur und -strömung, als potenzielle Ursache für die homogene Hartphasenverteilung, erfolgten nicht.

Bisherige Experimente zum MSG-Auftragschweißen wurden ausschließlich im Globulartransfer durchgeführt, um ausreichend Energie zum Aufschmelzen des Zusatzdrahtes bereitstellen zu können [GÜN-13, GÜN14-1, GÜN14-2, HÄS15]. Die vergleichsweise geringe Prozessleistung des Kurzlichtbogens reichte hierfür nicht aus und beeinträchtigte zudem das Benetzungsverhalten der Schmelze [GUE14-3]. Dennoch konnte mit Hilfe des Heißdrahteinsatzes eine Reduzierung des Aufschmelzgrades von ca. 30 auf 5 % erzielt werden, wobei sich die Abschmelzleistung auf ca. 6 kg/h verdoppelte (s. Abbildung 21). Die reduzierte Aufmischung begründete *Günther et al.* [GÜN13] mit der Verringerung des relativen Energieeintrages, d.h. dem Verhältnis aus elektrischer Energie und zugeführtem Material. Entsprechend Abbildung 21 konnte durch die Zuführung von Heißdraht zudem der Hartphasenanteil erhöht werden.

MSG ($v_{MSG} = 5$ m/min, $U_{MSG} = 28$ V); Globulartransfer



mit Heißdraht ($v_{HD} = 2,5$ m/min)



mit Heißdraht ($v_{HD} = 5$ m/min)

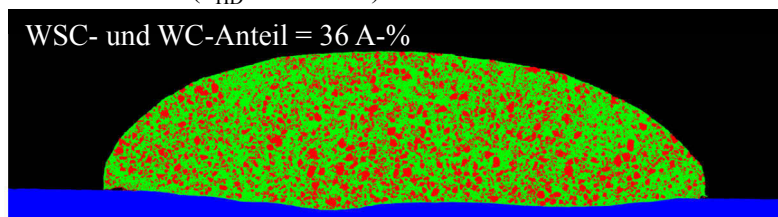


Abbildung 21: Entwicklung des Hartphasenanteils durch die Zuführung eines zusätzlichen Heißdrahtes beim MSG-Auftragschweißen von *Ni-WSC-Fülldraht* [HÄS15].

Der Hartphasenanteil bezog sich allerdings auf *WSC* und das Zersetzungsprodukt *WC*. Folglich kann bislang keine Aussage zum Heißdrahteinfluss auf die thermische Beanspruchung und Zersetzung von *WSC* beim *MSG-HD*-Verfahren getroffen werden.

Zusammenfassend kann somit festgestellt werden, dass die Zuführung von Heißdraht die Möglichkeit bietet, den Material- und Energieeintrag beim *MSG*-Auftragschweißen zu entkoppeln. An dieser Stelle ist jedoch festzuhalten, dass

- keine wissenschaftlichen Erkenntnisse zur Beeinflussung des Werkstoffübergangs und der Prozessstabilität in Abhängigkeit der Prozessparameter vorliegen.
- bislang keine Untersuchungen zum Einfluss eines zusätzlichen Heißdrahtes auf das im Schmelzbad vorherrschende Temperatur-Zeit-Régime vorliegen.
- bisherige Untersuchungen nicht ausreichend sind, um die Wirkung des Heißdrahtes auf die Abschmelzleistung und den Aufschmelzgrad allgemeingültig darzustellen.
- keine Untersuchungen zur Hartphasencharakteristik beim *MSG-HD*-Verfahren vorliegen. Dies betrifft sowohl schmelzmetallurgisch darstellbare Hartlegierungen, als auch Metall-Matrix-Komposite (*Ni-WSC-MMC*).
- keine Untersuchungen vorliegen, welche die Wirkungsweise des Heißdrahtes (beim *MSG*-Verfahren) auf die *WSC*-Zersetzung systematisch beschreiben.

3 Zielsetzung

Um die *MSG*-Prozessmerkmale für das Auftragschweißen von Verschleißschuttschichten wirtschaftlich nutzen zu können, eröffnet ein zusätzlich in das Schmelzbad eingebrachter Heißdraht eine interessante Verfahrenserweiterung. Der Energie- und Materialeintrag wird hierdurch entkoppelt, so dass eine von der Lichtbogenleistung unabhängige thermische Beanspruchung des Schweißgutes möglich erscheint. Zum einen wird hierdurch eine unabhängige Einstellung von Aufschmelzgrad und Abschmelzleistung gewährleistet. Zum anderen besteht das Potenzial, die thermische Zersetzung von *WSC* im Vergleich zum *MSG*-Prozess zu minimieren. Systematische Untersuchungen hierzu liegen allerdings nicht vor. Es fehlen wissenschaftlich fundierte Erkenntnisse, die das Zusammenspiel zwischen *MSG*-Prozess und Heißdraht systematisch betrachten und den Einfluss auf das Prozessverhalten und die werkstofftechnischen Eigenschaften der Verschleißschuttschicht beleuchten.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es daher, grundlegende Erkenntnisse zum Zusammenhang zwischen der Prozessführung und der Hartphasencharakteristik für das Heißdraht unterstützte *MSG*-Auftragschweißen abzuleiten. Basierend auf dem derzeitigen Wissensstand erfordert dies die Klärung folgender Fragestellungen:

- Definition eines für das *MSG-HD*-Auftragschweißen relevanten Prozessbereiches unter Berücksichtigung des Lichtbogenverhaltens und Werkstoffübergangs.
- Einfluss des Heißdrahteinsatzes auf die Energie- bzw. Leistungsbilanz, sowie auf das im Schmelzbad vorherrschende *T-t*-Régime im Vergleich zum *MSG*-Prozess.
- Einfluss des Heißdrahteinsatzes auf die Hartphasencharakteristik im Fall von schmelzmetallurgisch darstellbaren *FeCr(V)C*-Verschleißschutzlegierungen.
- Bewertung des *MSG*- und *MSG-HD*-Verfahrens in Bezug auf die Effektivität der *WSC*-Einbringung und Hartphasencharakteristik im Fall von *Ni-WSC-MMC*.
- Quantifizierung der beim *MSG*- und *MSG-HD*-Prozess auftretenden thermischen, metallurgischen und mechanischen *WSC*-Verluste und Mechanismen.
- Einführung eines Kennwertes zur Beschreibung der *WSC*-Zersetzungs kinetik beim *MSG*- und *MSG-HD*-Verfahren unter Identifikation der relevanten Einflussfaktoren.

4 Experimentelle Vorgehensweise

4.1 Werkstoffe und Materialien

Substratwerkstoff

Die Versuche erfolgten mit dem Substratwerkstoff *S355J2+N* [EN10027], dessen chemische Zusammensetzung (Richtanalyse) gemäß [EN10025] in Tabelle 1 dargestellt ist. Folgende Probenabmessungen wurden festgelegt:

- Grundlagenversuche mittels einfacher Auftragraupen: 5 x 50 x 150 mm
- Flächige Auftragschweißungen: 20 x 150 x 150 mm

Die Oberflächenreinigung des Substratwerkstoffs bestand in der Entfernung von Zunderückständen durch Schleifen und dem anschließenden Entfernen von Schmutz und Fett mittels Isopropanol.

Maximale Elementanteile des Grundwerkstoffs <i>S355J2+N</i> [Gew.-%]						
<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>
0,20	1,60	0,55	0,025	0,025	0,55	Rest

Tabelle 1: Richtanalyse des Grundwerkstoffs *S355J2+N* nach *DIN EN 10025-2* [EN10025].

Schweißzusatzwerkstoff

Für die Versuche wurde ausschließlich ein Fülldrahtdurchmesser von 1,2 mm berücksichtigt. Dabei kam ein *Ni-WSC*-Fülldraht mit blockigen *WSC* zur Anwendung. Die Zusammensetzung der *NiBSi*-Matrixlegierung, sowie der spezifizierte *WSC*-Anteil ist in Tabelle 2 wiedergegen. Zudem erfolgten Untersuchungen mittels karbidfreier *Ni*-Basis-Fülldrähte. Die Elementzusammensetzung war mit der *NiBSi*-Matrix vergleichbar.

Element- und <i>WSC</i> -Anteile der <i>Ni-WSC</i> -Fülldrähte [Gew.-%]					
Fülldrahtdurchmesser	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>B</i>	<i>WSC</i>	<i>Ni</i>
1,2 mm	0,40	1,20	2,05	55,00	Rest

Tabelle 2: Chemische Analysenangaben des verwendeten *Ni-WSC*-Fülldrahtes [COF14].

Weiterführend erfolgten Untersuchungen an *FeCr(V)C*-Hartlegierungen (\varnothing 1,2 mm) (s. Tabelle 3). Es kam ein primärkarbidischer, selbstschützender *FeCrC*-Fülldraht mit einem *Cr/C*-Verhältnis von 5,4 zum Einsatz. Dieser ist durch die Ausscheidung chrom-

reicher Primärkarbide und die Bildung einer austenitischen Matrix gekennzeichnet [WA14]. Ergänzend wurde eine *FeV12*-Hartlegierung ($\varnothing 1,2\text{ mm}$) untersucht, welche aufgrund des *V*-Anteils von 12 Gew.-% primäre Vanadiumkarbide ausscheidet.

Chemische Zusammensetzung der <i>FeCr(V)C</i> -Hartlegierungen in [Gew.-%]								
Hartlegierung	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	<i>Fe</i>
<i>FeCrC</i>	5	1,5	1,5	27,0	--	--	--	Rest
<i>FeV12</i>	2,7	0,6	0,3	11,5	0,45	1,2	12,0	Rest

Tabelle 3: Chemische Richtanalyse der *FeCrC*- und *FeV12*-Hartlegierung [COV14, WA14].

Schutzgas

Für die schweißtechnische Verarbeitung der verwendeten Fülldrähte kamen die in Tabelle 4 aufgeführten *Ar*-Basis-Schutzgase zum Einsatz. Die Verwendung von CO_2 -haltigem Schutzgas bei *Ni-WSC*-Fülldrähten ergab sich aus der praktischen Erfahrung (vgl. Kapitel 2.4). Zudem reduzieren CO_2 -Zusätze die Oberflächenspannung der Schmelze und tragen zur Verbesserung des Benetzungsverhaltens bei [SHL85].

Für die Untersuchungen an *Fe*-Basis-Hartlegierungen wurde *Ar*-Basis-Schutzgas mit 30 % Helium (*ArHe30*) eingesetzt. Durch die Eigenschaften von *He*

- höhere Ionisationsspannung im Vergleich zu *Ar* [SHL85],
- höhere Wärmeleitfähigkeit im Vergleich zu *Ar* [SHL85],

sollte dem abnehmenden Benetzungsverhalten der Schmelze beim Heißdrahteinsatz entgegengewirkt werden. Weiterführend sollte durch *ArHe30* der Werkstoffübergang beim selbstschützenden *FeCrC*-Fülldraht beeinflusst werden.

Die Einstellung der Gasdurchflussmenge orientierte sich an der in [GSI06] aufgeführten Empfehlung (s. Tabelle 4).

Schweißzusatzwerkstoff	Schutzgas	Gasdurchflussmenge
<i>Ni-WSC</i> -Fülldraht	<i>Ar</i> mit 2 % CO_2	12-15 l/min
<i>FeCrC</i> -Fülldraht	<i>Ar</i> mit 30 % <i>He</i>	12-15 l/min
<i>FeV12</i> -Fülldraht	<i>Ar</i> mit 30 % <i>He</i>	12-15 l/min

Tabelle 4: Schutzgas und Gasdurchfluss in Abhängigkeit des Schweißzusatzes ($\varnothing 1,2\text{ mm}$ Fülldraht).

4.2 Versuchsaufbau und Schweißtechnik

4.2.1 Versuchsaufbau

Handhabungssysteme

Das Auftragschweißen einzelner Strichraupen erfolgte mit Hilfe eines Linearantriebs „LES4“ der ISEL Germany AG mit einer Spindelsteigung von 2,5 mm. In Verbindung mit dem verwendeten Schrittmotor „MS200 HAT“ waren Schweißgeschwindigkeiten von 75 bis 3000 mm/min möglich. Die Ansteuerung der MSG-Quelle und der Heißdrahtanlage erfolgte mit Hilfe eines Einachscontrollers IT116.

Flächige Auftragschweißungen wurden mit Hilfe eines 6-Achsen-Knickarm Roboters „KR150-s“ der KUKA Roboter GmbH realisiert (s. Abbildung 22), womit auch pendelnde Brennerbewegungen umgesetzt werden konnten. Die Ansteuerung der MSG-Quelle und der Heißdrahtanlage erfolgte über eine DeviceNet™ Schnittstelle mit Hilfe einer „KR C2 Edition 2005“-Steuerung.

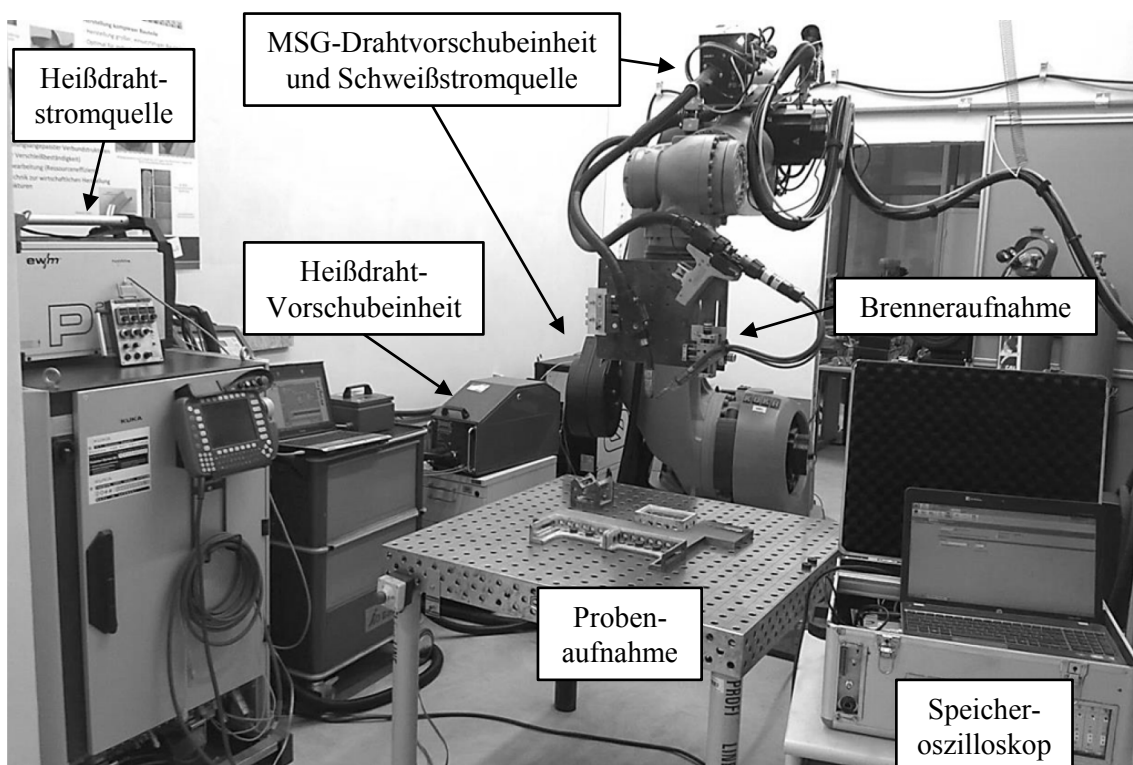


Abbildung 22: Versuchsaufbau für das flächige Auftragschweißen, welches mit einem Roboter „KUKA KR150-S“ umgesetzt wurde.

Brenner- und Düsenanordnung

Entsprechend Abbildung 23 erfolgten die Versuche in neutraler MSG-Brennerposition, wobei der Stick-Out 15 mm betrug. Der Heißdraht wurde in einem Eintauchwinkel α_{HD} von ca. 40° dem Schmelzbad zugeführt. Der Heißdrahtabstand a_{HD} betrug durchweg 3 mm. Die freie Heißdrahtlänge l_{HD} wurde mit 11 mm, 20 mm und 43 mm entsprechend variiert (s. Abbildung 23-rechts).

Um eine genaue und reproduzierbare Zuführung des Heißdrahtes auch bei Heißdrahtlängen l_{HD} von 43 mm gewährleisten zu können, wurde die Heißdrahtdüse um einen Cu-Aufsatz mit integriertem Al_2O_3 -Röhrchen erweitert (s. Abbildung 23-rechts). Dieses diente als Isolator, um ausschließlich einen Stromkontakt zwischen der Heißdrahtdüse und dem Zusatzdraht zu gewährleisten.

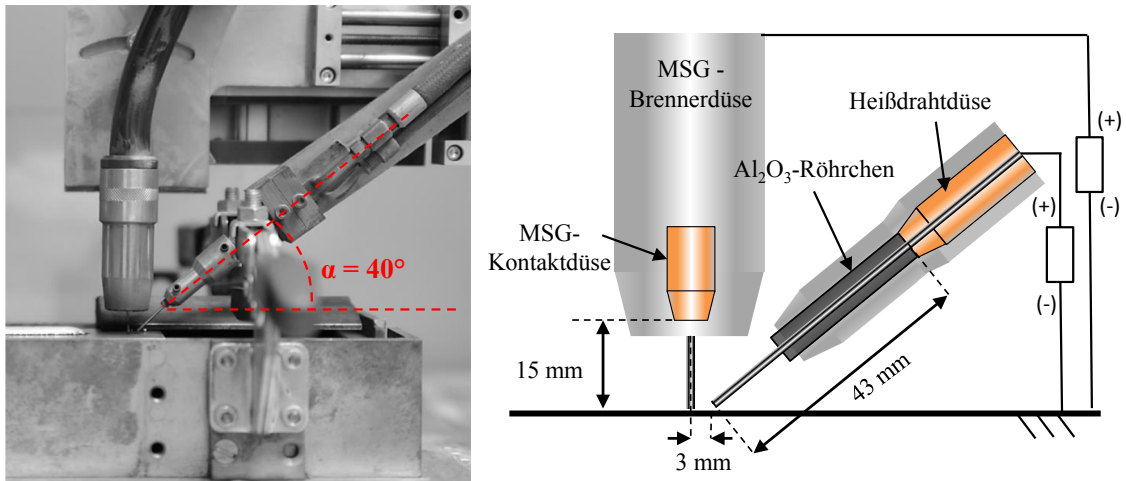


Abbildung 23: Darstellung der Brenner- und Düsenanordnung beim Heißdraht unterstützten MSG-Auftragschweißen (links). Bei einer freien Heißdrahtlänge l_{HD} von 43 mm wurde die Positionierung des Heißdrahtes durch einen Aufsatz gewährleistet (rechts).

4.2.2 MSG-Schweißstromquelle

Für die Versuche stand eine inverterbasierte Schweißstromquelle „Alpha Q 552“ der EWM AG, mit einem einstellbaren Strombereich zwischen 5 bis 550 A, zur Verfügung. Für verschiedene Anwendungsfälle sind in Abhängigkeit von Werkstoff, Drahtdurchmesser und Schutzgas modellierte Kennlinien hinterlegt. Zum einen wird hierdurch dem Schweißer die Parametereinstellung erleichtert. Zum anderen besteht die Möglichkeit, modifizierte Lichtbogenprozesse einzusetzen [BUD05, GOE05]. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Regelung einer transformatorgesteuerten Schweißstromquelle simuliert. Die Untersuchungen und Ergebnisse sind somit unabhängig vom Schweißstrom-

quellenhersteller nachvollziehbar. Die Regelung des *MSG*-Prozesses erfolgte über eine Konstantspannungskennlinie [KIL02].

4.2.3 Heißdrahtstromquelle und -anlage

Folgende Heißdrahtstromquellen fanden im Rahmen der Untersuchungen Verwendung:

- „Triton 260 TGD“ (Dinse GmbH) mit einer max. Stromstärke I_{HD} von 260 A
- „Picotig P200“ (EWM AG) mit einer max. Stromstärke I_{HD} von 200 A

In beiden Fällen wurde die maximale Heißdrahtspannung U_{HD} auf unter 10 V begrenzt, um spontanen Lichtbogenüberschlägen entgegenzuwirken. Die Bestromung des Heißdrahtes erfolgte mittels Gleichstrom (*DC*). In Korrelation mit dem *MSG*-Prozess fungierte der Zusatzdraht als Anode.

Zur Förderung des Schweißzusatzwerkstoffs kam das Push-Pull-Drahtvorschubsystem „DIX KDP“ der Dinse GmbH zum Einsatz, welches maximale Drahtvorschubgeschwindigkeiten v_{HD} von 10 m/min ermöglichte.

4.3 Methoden zur prozesstechnischen Auswertung

4.3.1 Lichtbogen, Werkstoffübergang und Schmelzbadgeometrie

Die Untersuchung des Lichtbogenverhaltens und des Werkstoffübergangs erfolgte mittels Hochgeschwindigkeitsaufnahmen, wobei eine Hochgeschwindigkeits(*HG*)-Kamera „CamRecord CR3000x2“ der Optronis GmbH zum Einsatz kam. Die Bildrate betrug 2000 fps bei einer Auflösung von 800 x 600 Pixel und einer Belichtungszeit zwischen 1/10000 und 1/250000 s. Einer Überbelichtung aufgrund der hohen Lichtbogenintensität wurde durch den Einsatz eines 808 nm Schmalbandfilters entgegengewirkt. Das Wellenlängenspektrum des Lichtbogens wurde hierdurch größtenteils ausgeblendet.

Eine Ausleuchtung von Tropfen und Schmelzbad erfolgte stellenweise mit Hilfe eines laserbasierten Beleuchtungssystems „Cavilux HF“ (Fa. Cavitar Ltd.) mit einer Wellenlänge von 808 nm und einer Pulsspitzenleistung von 500 W. Die Synchronisationsfrequenz zwischen Laserpuls und Verschlusszeit der Kamera betrug 2000 Hz. Weiterführend diente der Versuchsaufbau zur Ermittlung der Schmelzbadlänge L_S . Diese wurde definiert als der Abstand zwischen der Symmetrieachse des *MSG*-Drahtes und dem

Übergang zum erstarrten Schweißgut (s. Abbildung 24). Der Übergang von der schmelzflüssigen zur erstarrten Schmelze konnte anhand der Schmelzbadbewegung nachvollzogen werden.

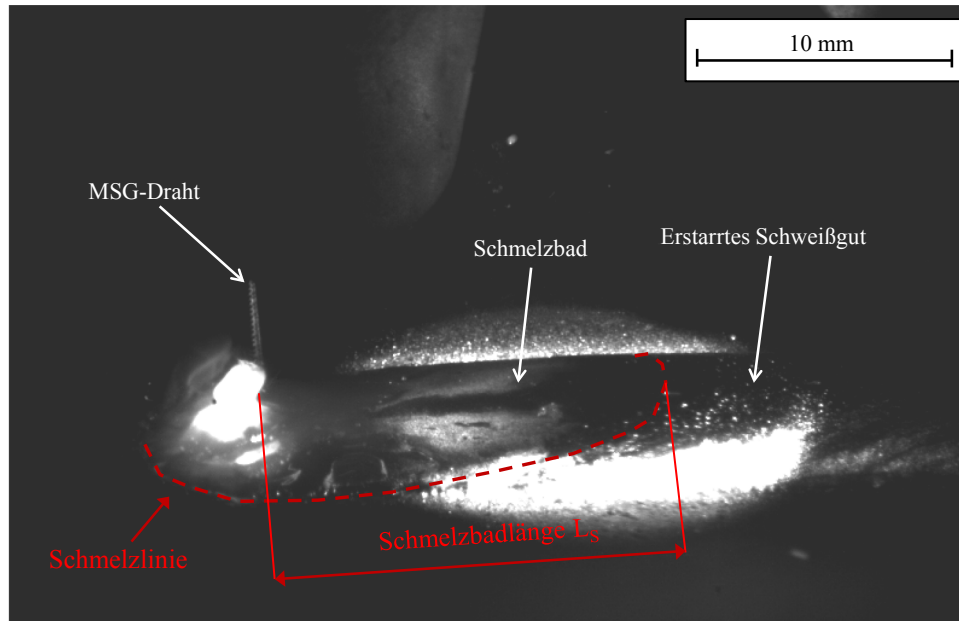


Abbildung 24: Vorgehensweise bei der Messung der Schmelzbadlänge L_S mit Hilfe von HG-Aufnahmen.

Unter Berücksichtigung der Schweißgeschwindigkeit v_s wurde hieraus schließlich die Verweilzeit t_{WSC} der WSC im Schmelzbad ermittelt (s. Gleichung 5). Hierbei wurde angenommen, dass für den vorgegebenen Messbereich die Schweißgeschwindigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit entspricht [KOU03].

$$t_{WSC}[s] = \frac{L_S}{v_s} \quad (5)$$

4.3.2 Ermittlung von Wärmefeldern und Temperaturen

Berührungslose Temperaturmessung mittels Infrarot(IR)-Kamera

Für berührungslose Temperaturmessungen kam eine Infrarotkamera „ImageIR® 8300“ der InfraTec GmbH zum Einsatz. Der detektierbare Spektralbereich lag bei 1,8 bis 5,5 μm , was einem zugehörigen Temperaturmessbereich von -40 bis 1500 $^{\circ}\text{C}$ entspricht. Die Messgenauigkeit wurde mit $\pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$ spezifiziert. Die Aufnahmezeit während der Versuche betrug 100 Hz.

Für die Detektion von Absoluttemperaturen muss bei der berührungslosen Temperaturmessung Grundlegendes berücksichtigt werden. Demnach erfordert die quantitative

Bestimmung der Oberflächentemperaturen eine Aussage zum Emissionsgrad ε , welcher die Eigenschaft eines Körpers, Wärmestrahlung auszusenden, wiedergibt. Dieser ist temperatur-, material-, oberflächen- sowie richtungsabhängig und kann somit lokal variieren [LIE76]. Insofern wird im Rahmen dieser Arbeit ausschließlich eine qualitative Aussage zur Temperaturverteilung verfolgt und der Emissionsgrad ε global dem Wert 1 zugeordnet. Im Rahmen dieser Arbeit dienen IR-Aufnahmen ausschließlich zur Darstellung der Schmelzbadströmung und zum qualitativen Vergleich von Heißdrahttemperaturen. Zur Erfassung der Schmelzbadströmung wurde die Kamera in einem Winkel von ca. 35° quer zur Schweißrichtung positioniert. Die Messung von Temperaturen am Heißdraht erfolgte in horizontaler Position.

Berührende Temperaturmessung mittels Thermoelementen

Die Ermittlung der absoluten Schmelzbadtemperaturen erfolgte berührend mit Thermoelementen vom Typ C (*W5Re-W26Re*), welche für einen Temperaturbereich von 0 bis 2315°C unter Ausnutzung des Seebeck-Effektes [KLE09, NEU14] ausgelegt sind. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 25 schematisch dargestellt.

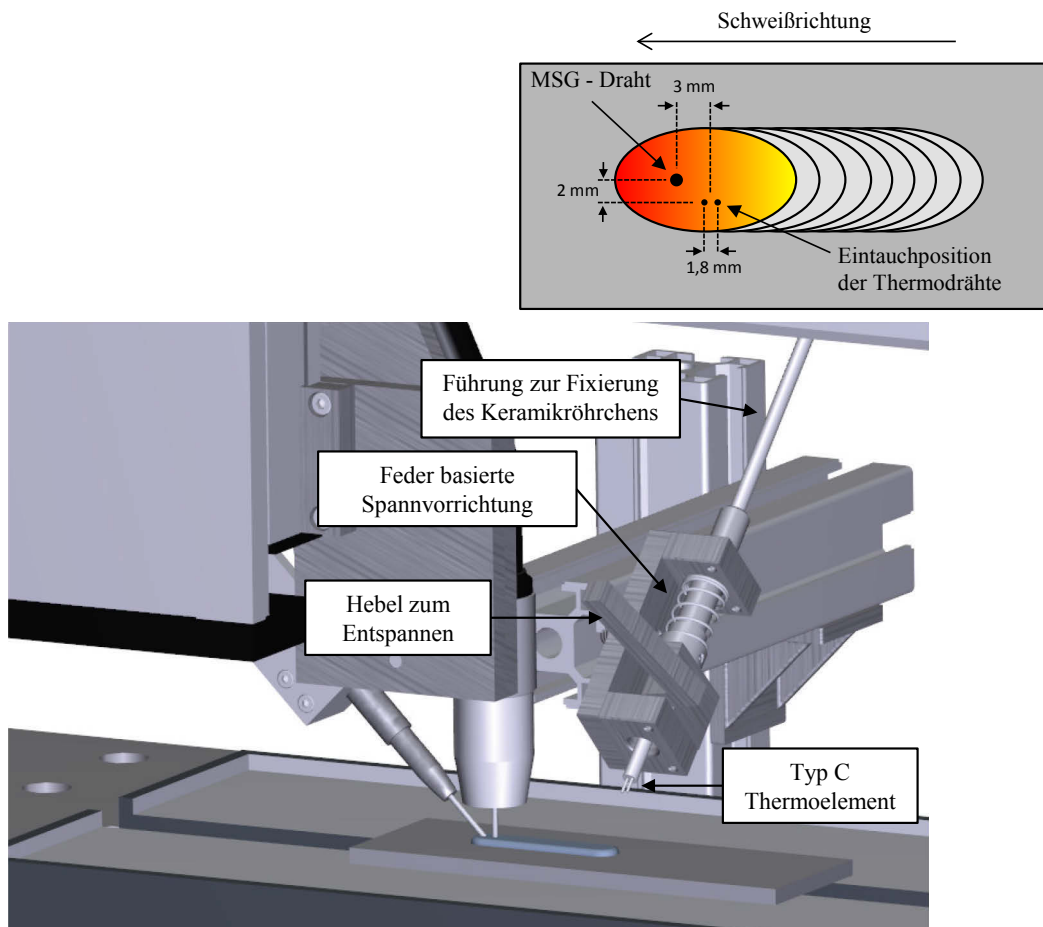


Abbildung 25: Messvorrichtung zur berührenden Temperaturmessung (unten) und schematische Darstellung der Eintauchposition der Thermodrähte (oben).

Der Thermodrahtdurchmesser betrug $0,5\text{ mm}$. Der Abstand zwischen den Thermodräh-ten lag bei $1,8\text{ mm}$, wobei die Thermospannung mit dem Eintauchen der Drähte in das Schmelzbad eingeleitet wurde. Demnach geben die ermittelten Messwerte die oberflächennahen Temperaturen von Schmelzbad und erstarrtem Schweißgut wider. Die Zuführung der Thermodrähte in die Schmelze erfolgte mit Hilfe eines Federmechanismus, wobei der hierfür erforderliche Hebel (zum Entspannen der Feder) durch das Verfahren des MSG-Brenners aktiviert wurde. Die Eintauchposition der Thermodrähte lag 3 mm hinter der Lichtbogenachse und wurde über den in dargestellten Versuchsaufbau reproduzierbar gewährleistet. Ein Al_2O_3 -Keramikröhren schützte die Thermodrähte vor dem thermischen Einfluss des Lichtbogens (s. Abbildung 25).

4.3.3 Messung von Strom und Spannung

Die Messung von Strom- und Spannungssignalen erfolgte mit Hilfe eines digitalen, mehrkanaligen Speicheroszilloskops „Dewe 800“ der Dewetron GmbH bei einer Messfrequenz von 50 kHz .

MSG-Strom I_{MSG} und -spannung U_{MSG} wurden mit Hilfe analoger Ausgänge an der Schweißstromquelle gemessen. Zur Detektion der Heißdrahtspannung U_{HD} diente das Potenzial zwischen den Polen der Heißdrahtquelle. Die Ermittlung des Heißdrahtstroms I_{HD} erfolgte über die Einbindung eines Spannungswandlers in den Stromkreis.

Durch die Messung von I_{HD} und U_{HD} wurde die kontinuierliche Zuführung des Zusatzdrahtes in das Schmelzbad überwacht. Das Kriterium zur Einstellung von I_{HD} lag in einem kontinuierlichen Fördern und Aufschmelzen des Heißdrahtes mit dem Eintritt in das Schmelzbad. Hingegen hatte ein vorzeitiges Aufschmelzen des Zusatzdrahtes Unterbrechungen des Stromverlaufs und der Ohm'schen Erwärmung zur Folge.

Die Detektion von I_{MSG} und U_{MSG} diente, im Zusammenspiel mit HG-Aufnahmen, zur Einstellung des Werkstoffübergangs und zur Bewertung des Heißdrahteinflusses auf die Tropfenablösung, Prozessstabilität und Kurzschlusshäufigkeit.

Weiterführend wurden die Strom- und Spannungsmessungen zur Leistungsbilanzierung herangezogen. Dies erfolgte zum einen über die Ermittlung der Gesamtprozessleistung P_{MSG+HD} , welche sich aus der Summe der arithmetischen Mittelwerte von MSG-Leistung P_{MSG} und Heißdrahtleistung P_{HD} ergab.

$$P_{MSG+HD} = \overline{I_{MSG} U_{MSG}} + \overline{I_{HD} U_{HD}} \quad (6)$$

Zur Berechnung des Energieeintrages wird für den *MSG*-Prozess in der Regel die Streckenenergie E (Einheit: J/mm) herangezogen [SEW88], welche sich aus der Prozessleistung P_{MSG} und der Schweißgeschwindigkeit v_s berechnen lässt.

$$E = \frac{P_{MSG}}{v_s} \quad (7)$$

Der Einfluss der aufgetragenen Masse wird hierbei nicht berücksichtigt. Für Prozesse, die auf einer Entkopplung des Energie- und Materialeintrages beruhen, ist es jedoch gerade notwendig den Einfluss der aufgebrachten Menge an Schweißzusatzwerkstoff auf die Energiebilanz mit zu berücksichtigen. So ist beispielsweise für das Plasma-Pulver-Auftragschweißen bekannt, dass in Abhängigkeit der Menge an Zusatzwerkstoff das Einbrandverhalten und somit auch die Schmelzbadtemperatur beeinflusst werden [KAT11]. Mit Hilfe der Streckenenergie E ist dies nicht nachvollziehbar.

Für das *MSG-HD*-Verfahren wurde daher die massebezogene Streckenenergie E_M (Einheit: $J/g\ mm$) eingeführt. Diese lässt sich aus der Gesamtprozessleistung P_{MSG+HD} , der Masse an aufgetragenem Schweißzusatz m_{MSG+HD} und der Schweißgeschwindigkeit v_s berechnen.

$$E_M = \frac{P_{MSG+HD}}{m_{MSG+HD} v_s} \quad (8)$$

Mit Hilfe von E_M sollte die Entkopplung des Energie- und Materialeintrages beim *MSG-HD*-Verfahren quantitativ dargestellt werden.

4.4 Metallographische und mikroanalytische Methoden

4.4.1 Metallographische Untersuchungen

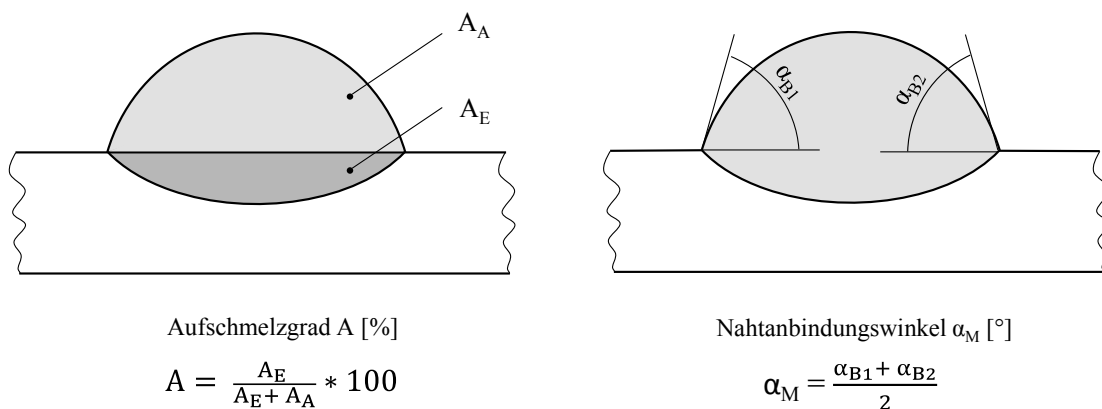
Lichtmikroskopische Untersuchungen

Aus statistischen Gründen wurden aus den Auftragschweißungen je 3 Proben mittels Drahterosion mittig entnommen, welche schließlich in einem mehrstufigen Verfahren metallographisch präpariert und lichtmikroskopisch untersucht wurden. Die metallographische Probenpräparation ist in Tabelle 5 aufgeführt.

Metallographische Probenpräparation			
Präparationsschritt	Präparationsstufe	Drehzahl [U/min]	Dauer [s]
Schleifen	360 P	200	60
	600 P	200	60
	1200 P	200	60
	2400 P	200	60
Polieren	6µm Suspension	200	300
	3µm Suspension	200	300
Ätzen	<ul style="list-style-type: none"> - Ätzlösung nach Murakami [PET94] für <i>Ni-WSC-MMC</i> - Ätzlösung nach Adler [PET94] für <i>FeCrC</i>-Hartlegierung - Ätzlösung nach Beraha I [PET94] für <i>FeV12</i>-Hartlegierung 		

Tabelle 5: Verlauf der metallographischen Probenpräparation.

Zu bewertende makroskopische Nahtmerkmale waren sowohl der Aufschmelzgrad A und der Nahtanbindungswinkel α_M (s. Abbildung 26). Auf die Bewertung der Hartphasencharakteristik wird detailliert in Kapitel 4.4.2 eingegangen.

Abbildung 26: Definition von Aufschmelzgrad A und Nahtanbindungswinkel α_M .

Härtemessungen

Ergänzt wurden die oben genannten Untersuchungen durch Härtemessungen nach Vickers [EN6507]. Härtemessreihen *HV10* über die Schichthöhe dienten zur Ermittlung der Makrohärte der Auftragschweißungen. Diese wurden aus einem Mittelwert von 10 bis 15 Härteeindrücken bestimmt.

4.4.2 Ermittlung des Hartphasenanteils

Die Ermittlung des Hartphasenanteils ($A\%$) erfolgte mit Hilfe eines vom Fachgebiet „Qualitätssicherung und industrielle Bildverarbeitung“ entwickelten Programms, welches auf der Matlab-Entwicklungsumgebung „Image Segmentation“ basiert (s. Abbildung 27). Dabei erlauben unterschiedliche Helligkeitsintensitäten zwischen den einzelnen Gefügebestandteilen die selektive Detektion der Hartphasen und deren Flächenanteile [ROS17]. Dies erfolgte durch die Eingrenzung des Intensitätsbereichs in Form des unteren und oberen Schwellenwertes.

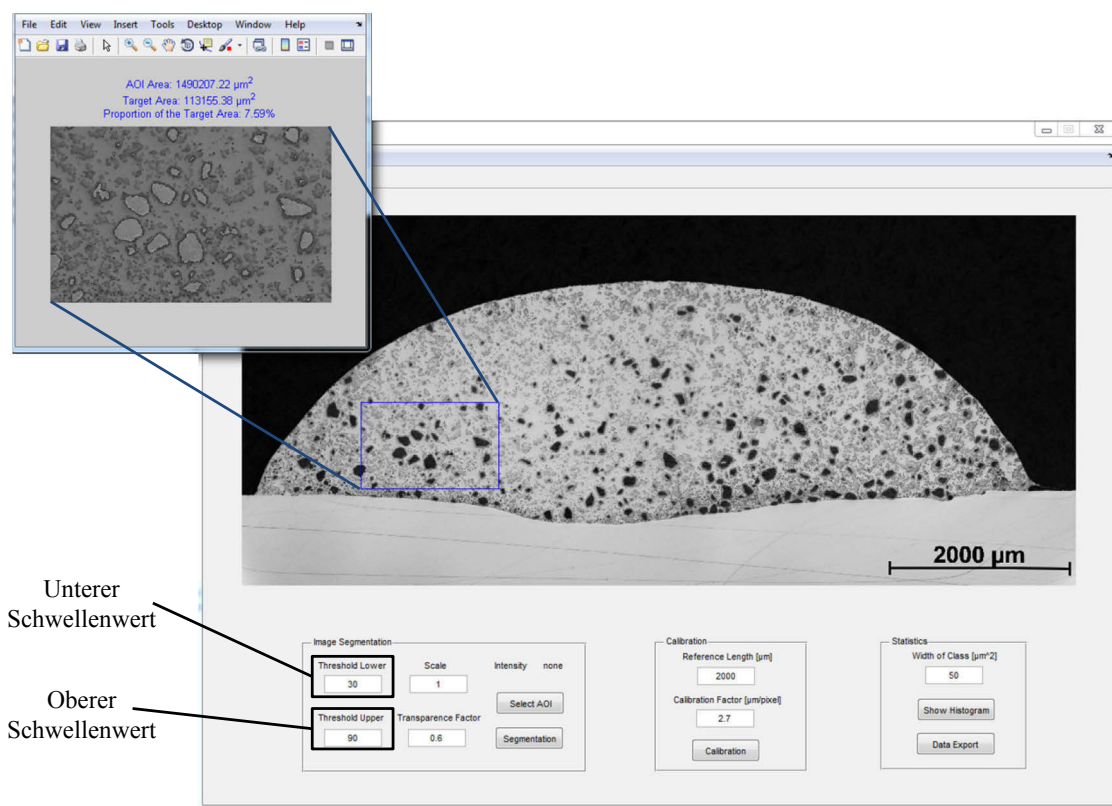


Abbildung 27: Darstellung der Software zur Detektion von Hartphasen in einer Auftragschweißung.

Im Vergleich zum polierten Schliffbild ermöglichte die Verwendung von Ätzlösungen (vgl. Kap. 4.4.1) eine zusätzliche Kontrastierung bestimmter Hartphasen. Abbildung 28 verdeutlicht die mittels Bildverarbeitung detektierbaren Hartphasen des polierten und angeätzten Schliffbildes am Beispiel eines *Ni-WSC-MMC*. Während durch Anätzen eine selektive Detektion von *WSC* (schwarz) ermöglicht wurde (s. Abbildung 28-rechts), berücksichtigt die Bildauswertung am polierten Schliff auch das Zersetzungsprodukt *WC* (Abbildung 28-links).

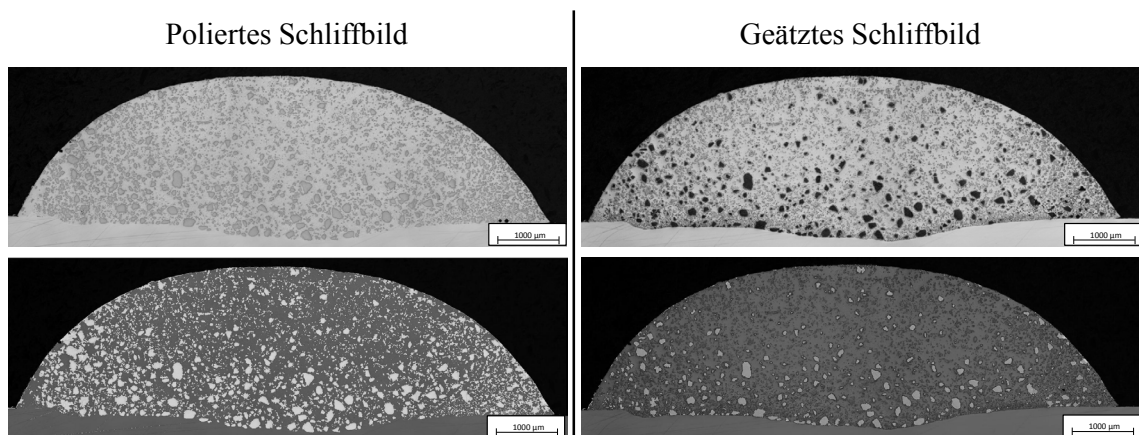


Abbildung 28: Darstellung von *Ni-WSC-MMC* im Querschliff vor (oben) und nach (unten) der Bildbearbeitung. Durch das Anätzen des Querschliffs konnten *WSC* gezielt detektiert werden.

Die filigrane Struktur der Primärkarbide des Legierungssystems *Fe-Cr-C* erschwerte die Bestimmung des Hartphasenanteils bezogen auf die gesamte Querschnittsfläche der Auftragschweißung. In diesem Fall erfolgte eine Unterteilung des Bildes in mehrere Segmente über die Schichthöhe (s. Abbildung 29). Es ist festzustellen, dass der Karbidanteil über die Schichthöhe erwartungsgemäß inhomogen ist. Der Hartphasenanteil ergab sich schließlich aus der Summe der ermittelten Hartphasenflächen, bezogen auf die untersuchte Gesamtfläche der Auftragschweißung.

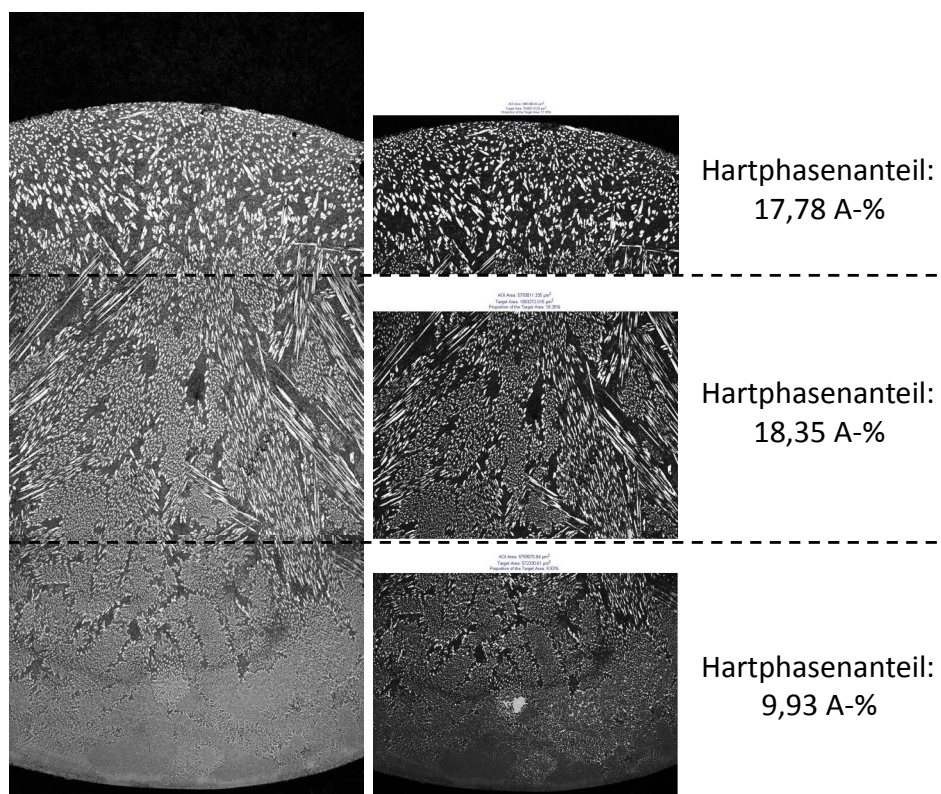


Abbildung 29: Methodik zur Ermittlung des Primärkarbidanteils von *FeCrC*-Auftragschweißungen, ausgehend von mehreren Bildsegmenten über die Schichthöhe.

Die Messabweichung für die Detektion der Hartphasen lag bei ungefähr 1 %. Diesem experimentell ermittelten Wert lag zu Grunde, dass Messabweichungen größer 1 % visuell erkennbar waren und durch den unteren bzw. oberen Schwellenwert eingegrenzt werden konnten. Dies wird in Abbildung 30 anhand einer *Ni-WSC*-Auftragschweißung dargestellt.

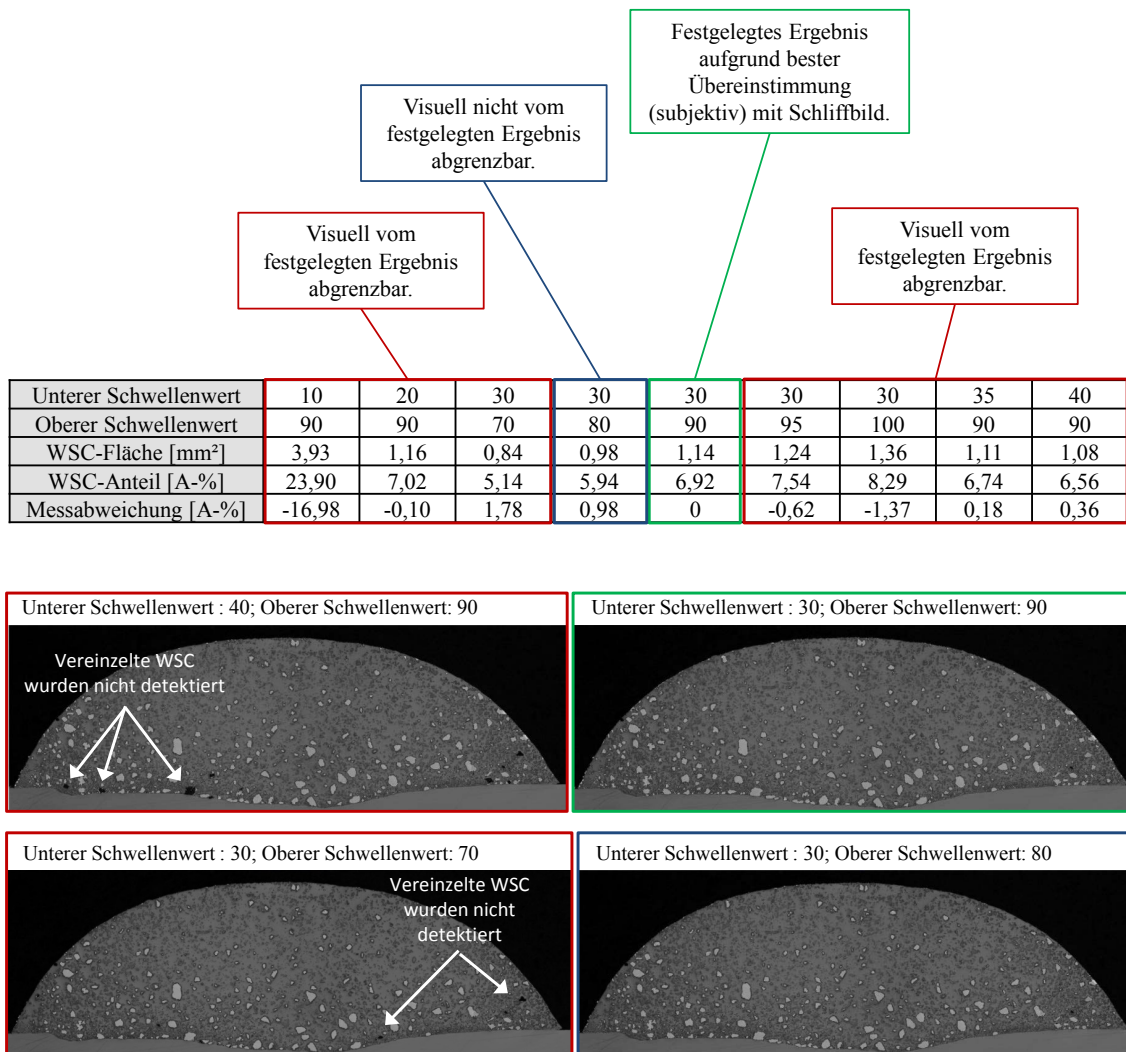


Abbildung 30: Ermittelte Messabweichung bei der Detektion der Hartphasen am Beispiel von Wolframschmelzkarbid in einer *Ni-WSC*-Auftragschweißung.

4.4.3 Mikroanalytische Untersuchungen

Zur mikroanalytischen Charakterisierung kamen unterschiedliche Analysemethoden zur Anwendung.

Röntgenfluoreszenzanalyse

Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung von Auftragschweißungen erfolgte über energiedispersive Röntgenfluoreszenzanalyse mit einem „Fischerscope X-Ray XDV“ der Helmut Fischer GmbH. Die Messreihe bzw. -positionierung am Querschliff ist in Abbildung 31 dargestellt, wobei der Spotdurchmesser 1 mm und die Messzeit pro Messpunkt 30 s betrugen. Der Mittelwert ergab sich aus den über die Schweißnahthöhe detektierten Elementanteilen pro Messpunkt.

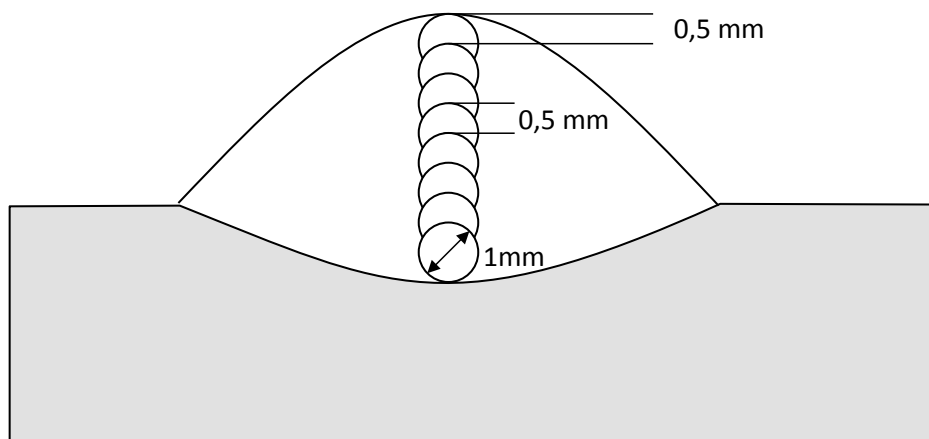


Abbildung 31: Positionierung der Messpunkte bei der RFA-Analyse. Der Spotdurchmesser betrug 1 mm. Der Überlapp der Messpunkte lag in der Regel bei 0,5 mm.

Die Analysemethode war auf die Detektion von *Ni*, *Fe*, *Cr*, *V* und *W* begrenzt. *C*- und *B*-Anteile konnten aufgrund der geringen Ordnungszahl nicht ermittelt werden [SO05]. Vorrangiges Ziel der RFA-Analyse war die Bestimmung des *W*-Anteils in *Ni-WSC*-Auftragschweißungen, wobei sowohl das in Form von Karbiden gebundene als auch das elementar gelöste Wolfram detektierbar waren.

Rasterelektronenmikroskopie und EDS-Analyse

Begleitende Untersuchungen zur mikrostrukturellen Charakterisierung der Hartphasen, insbesondere die detaillierte Betrachtung der *WSC*-Auflösung erfolgten im Rasterelektronenmikroskop. Die Ermittlung der chemischen Zusammensetzung einzelner Karbide bzw. Hartphasen wurde mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (*EDS*-Analyse) bei einem Spotdurchmesser im Nanometerbereich und einer Beschleunigungsspannung von 15 kV durchgeführt.

nigungsspannung von 7 keV vorgenommen. Hierdurch wurde der Wechselwirkungsbereich der angeregten Valenzelektronen auf unter 250 nm eingegrenzt (s. Tabelle 6).

Wechselwirkungsbereich der angeregten Valenzelektronen für relevante Elemente und Phasen				
WC	W_2C	W	Fe	Ni
130 nm	120 nm	110 nm	230 nm	200 nm

Tabelle 6: Mittels Monte-Carlo-Simulation ermittelter Wechselwirkungsbereich der angeregten Valenzelektronen für relevante Elemente und Phasen bei einer Beschleunigungsspannung von 7 keV .

Glimmentladungsspektroskopie

Zum Verständnis des Ausscheidungsverhaltens der untersuchten $FeCrC$ -Hartlegierung war insbesondere die Detektion der karbidbildenden Elemente C und Cr notwendig. Dies erfolgte mittels Glimmentladungsspektroskopie ($GD-OES$) [NÖL03, PAY03] in der Mitte der Auftragschweißung am Querschliff. Ein Spotdurchmesser von $2,5\text{ mm}$ stellte sicher, dass ausschließlich die chemische Zusammensetzung der Auftragschweißung bestimmt wurde.

Röntgendiffraktometrie

Ergänzend erfolgten röntgendiffraktometrische Untersuchungen [SO05] zur qualitativen Bestimmung der vorliegenden Phasen einer $NiBSi$ -Legierung mit eingelagerten Hartphasen. Anhand des für jede Phase charakteristischen Interferenzdiagramms konnte mit Hilfe einer hinterlegten Datenbank die stöchiometrische Zusammensetzung der Phasen und Karbide zugewiesen werden. Die Messungen erfolgten mit einem Bruker Röntgendiffraktometer unter Verwendung von $Cu-K_\alpha$ Strahlung [SPI09].

4.5 Verschleißuntersuchungen

Verschleißuntersuchungen wurden mit Hilfe des Verschleißtopftests bei der RWE AG in Frechen durchgeführt [SUC15, VDI4473] (s. Abbildung 32). Aus den flächigen Auftragschweißungen wurden 3 Proben mit den Abmessungen $15 \times 15 \times 25 \text{ mm}$ entnommen, wobei die Dicke der Auftragschweißung bis zu 5 mm betrug. Die Proben wurden in einem rotierenden Stempel fixiert und einer 12 Stunden andauernden, abrasiven Verschleißbeanspruchung in einem mit Abrasiv gefüllten Verschleißtopf ausgesetzt. Die Verschleißgeschwindigkeit betrug $2,9$ bis $3,2 \text{ m/s}$ bei einer Spindeldrehzahl von 850 U/min und einer Topfdrehzahl von 10 U/min . Als abrasives Mittel diente Quarzkies mit einem Durchmesser zwischen 4 bis 6 mm . Als Kennwert zur Abschätzung der Verschleißbeständigkeit diente der relative, volumetrische Verschleißwiderstand $1/W_{VR}$ (bezogen auf den Baustahl $S235JR+N$), welcher über die gravimetrisch ermittelte Dichte der Verschleißschuttschicht berechnet wurde.

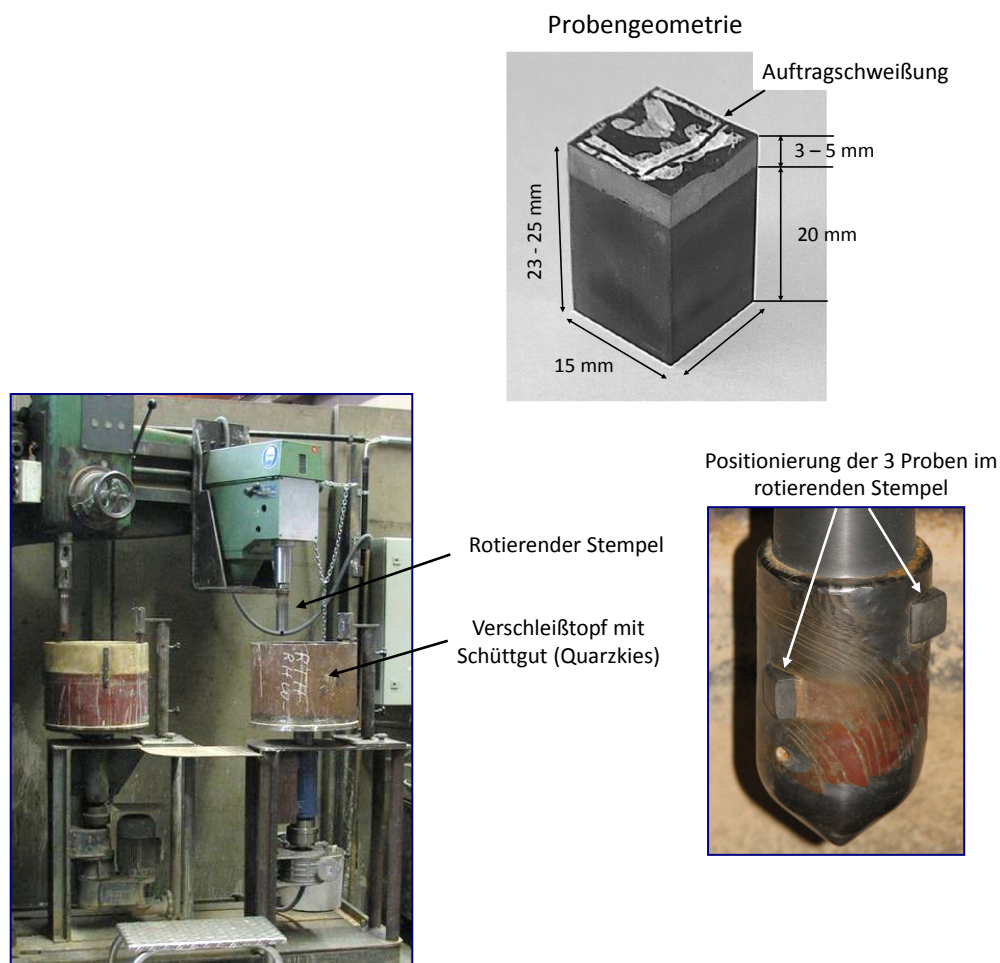


Abbildung 32: Darstellung des Verschleißtopftests der RWE AG in Frechen. Drei Proben werden in einem dafür vorgesehenen Stempel fixiert und in einem mit Schüttgut gefüllten Verschleißtopf einer abrasiven Verschleißbeanspruchung ausgesetzt [SUC15].

4.6 Versuchsplanung und Schweißparameter

Im Folgenden werden die wichtigsten Versuchsreihen dargestellt.

Versuchsplanung zum MSG-Prozess

Auf Grundlage der in Tabelle 7 dargestellten Versuchsmatrix wurde das *WSC*-Zersetzungsverhalten von *Ni-WSC-MMC* beim *MSG*-Auftragschweißen untersucht. Um die erzielten Flächenanteile der eingebrachten Hartphasen auch bei unterschiedlichen Drahtvorschüben v_{MSG} vergleichen zu können, wurde die Schweißgeschwindigkeit v_s angepasst. Hierdurch wurde für jeden Versuch eine gleichbleibende Massenzunahme der Probe bei einer experimentell ermittelten Schwankung von $\pm 1,8 \%$ gewährleistet. In Abhängigkeit von v_{MSG} lag die Abschmelzleistung $A_{L\ Ni-WSC}$ zwischen 2,4 und 5,9 kg/h.

		v_{MSG} [m/min]			
		4	6	8	10
U_{MSG} [V]	18	x			
	20	x	x	x	x
	22	x	x	x	x
	24	x	x	x	x
	26	x	x	x	x
	28	x	x	x	x
	30		x	x	x
v_s [mm/min]		240	360	480	600

$A_{L\ Ni-WSC}$ [kg/h]	2,4	3,5	4,7	5,9
------------------------	-----	-----	-----	-----

Tabelle 7: Versuchsmatrix zum *MSG*-Auftragschweißen von *Ni-WSC*-Fülldraht ($\varnothing 1,2\text{ mm}$).

Versuchsplanung zum Heißdraht unterstützten MSG-Prozess

Die Untersuchung des Heißdrahteinflusses auf die prozess- und werkstofftechnischen Merkmale erfolgte durch systematische Variation der *MSG-HD*-Prozessparameter gemäß Tabelle 8. Betrachtet wurden Gesamtdrahtvorschübe v_{MSG+HD} von 10 bis 20 m/min. Um die Flächenanteile der eingebrachten Hartphasen untereinander vergleichen zu können, wurde die Schweißgeschwindigkeit v_s entsprechend des Gesamtdrahtvorschubs

v_{MSG+HD} angepasst. Hierdurch wurde für jeden Versuch eine gleichbleibende Massenzunahme der Probe gewährleistet. In Abhängigkeit von v_{MSG+HD} betrugen die Abschmelzleistungen bis zu ca. 12 kg/h.

	v_{MSG+HD} [m/min]					
	10	12	14	16	18	20
v_{MSG} / v_{HD} [m/min]	10 / 0	10 / 2	10 / 4	10 / 6	10 / 8	10 / 10
	9 / 1	9 / 3	9 / 5	9 / 7	9 / 9	
	8 / 2	8 / 4	8 / 6	8 / 8		
	7 / 3	7 / 5	7 / 7			
	6 / 4	6 / 6				
	5 / 5					
v_s [mm/min]	300	360	420	480	540	600

$A_{L\ Ni-WSC}$ [kg/h]	5,9	7,1	8,3	9,4	10,6	11,8
$A_{L\ FeCrC}$ [kg/h]	4,5	5,4	6,3	7,2	8,1	9,0

Tabelle 8: Versuchsmatrix zum MSG-HD-Prozess unter Variation von v_{MSG} , v_{HD} und v_{MSG}/v_{HD} .

Darauf aufbauend erfolgten Untersuchungen zum Einfluss der Schweißgeschwindigkeit v_s auf das WSC-Zersetzungsverhalten. Dies geschah unter Variation der Schweißgeschwindigkeit v_s bei unterschiedlichen Drahtvorschüben v_{MSG} und v_{HD} (s. Tabelle 9).

v_{MSG} / v_{HD} [m/min]	v_s [mm/min]			
5 / 5	300	400	500	600
6 / 6	360	480	600	720
8 / 8	480	640	800	960
10 / 10	600	800	1000	1200

Tabelle 9: Versuchsmatrix zum MSG-HD-Prozess für Ni-WSC-MMC unter Variation von v_s .

Der Werkstoffübergang beim MSG-HD-Verfahren erfolgte aus Gründen der Wärmebringung im kurzschlussarmen Globulartransfer bzw. Sprühlichtbogen. Die hierfür

experimentell ermittelten Schweißspannungen U_{MSG} für unterschiedliche Drahtvorschübe v_{MSG} sind in Tabelle 10 aufgeführt.

	$v_{MSG} [m/min]$					
	5	6	7	8	9	10
$U_{Ni-WSC} [V]$	28	28,5	29	29,5	30	31
$U_{FeCrC} [V]$	33	35	35	36	37	37

Tabelle 10: Schweißspannungen U_{MSG} in Abhängigkeit des Werkstoffs und Drahtvorschubs v_{MSG} zur Einstellung eines kurzschlussarmen Globulartransfers bzw. Sprühlichtbogens. Als Schutzgas kam $ArCO_2$ ($Ni-WSC$ -Fülldraht, $\varnothing 1,2 mm$) und $ArHe30$ ($FeCrC$ -Fülldraht, $\varnothing 1,2 mm$) zur Anwendung.

Weiterführende Untersuchungen berücksichtigten zudem den Einfluss einer separaten Zuführung der Hartphasen über den MSG -Draht oder Heißdraht auf die Hartphasenverteilung, den Hartphasenanteil und die WSC -Zersetzung (vgl. Abbildung 33).

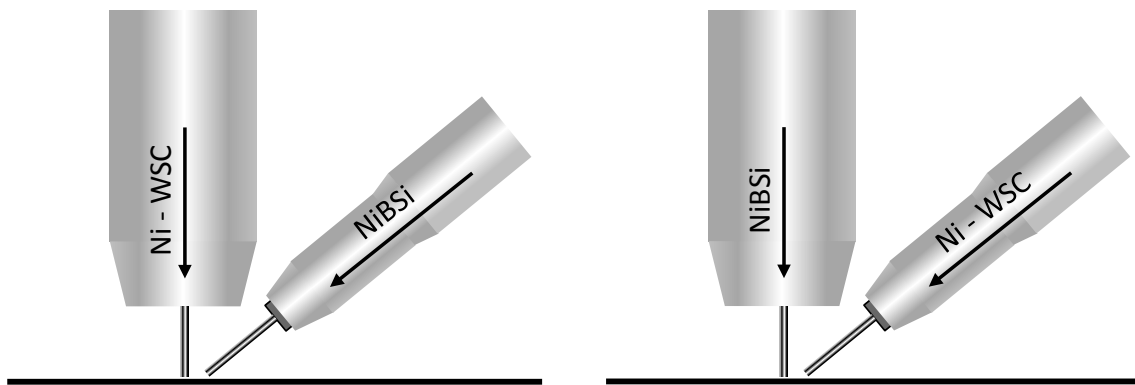


Abbildung 33: Separate Zuführung der Hartphasen über den MSG -Draht (links) und Heißdraht (rechts) zur Untersuchung des WSC -Zersetzungsverhaltens.

Versuchsplanung zum flächigen Auftragschweißen

Im Rahmen der Untersuchungen wurden ausschließlich einlagige, flächige Auftragschweißungen betrachtet, welche auf 20 mm dicke Substratwerkstoffe ($S355J2+N$) aufgebracht wurden. Das Auftragen erfolgte sowohl mittels Strichraupen- als auch Pendeltechnik. Die verwendeten Schweißparameter ergaben sich aus den Grundlagenversuchen und werden in Kapitel 5.4 diskutiert.

5 Ergebnisse und Diskussion

Im Folgenden wird die Wirkungsweise eines zusätzlichen Heißdrahtes beim *MSG*-Auftragschweißen beschrieben. Der Schwerpunkt liegt in der Charakterisierung der metallurgischen Eigenschaften und der Hartphasencharakteristik am Beispiel primärkarbidisch erstarrender *FeCr(V)C*-Hartlegierungen und *Ni-WSC-MMC*. Die Diskussion der grundlegenden Einflussfaktoren erfordert zunächst eine gesonderte Betrachtung der prozesstechnischen Merkmale.

5.1 Prozessverhalten beim MSG-Schweißen mit Heißdraht

Um die prozesstechnischen Eigenschaften zwischen dem *MSG-HD*-Verfahren und dem *MSG*-Prozess vergleichen zu können, wird auf Folgendes eingegangen:

- Einfluss des Heißdrahtes auf den Lichtbogen und Werkstoffübergang.
- Einfluss des Heißdrahtes auf die Prozessleistung, die Energieeinbringung und das sich daraus ergebende *T-t*-Régime im Schmelzbad.

5.1.1 Lichtbogen und Werkstoffübergang

Werkstoffübergang und Prozessstabilität

Ausgehend vom Stand der Technik ist bekannt, dass die Zuführung eines stromdurchflossenen Heißdrahtes zu einer magnetischen Beeinflussung von Lichtbogen und Werkstoffübergang führen kann. Verdeutlicht wird dies in Abbildung 34 unter Verwendung von *Ni-WSC*-Fülldraht, wobei zunächst geringe Drahtvorschübe v_{MSG} von 5 m/min im Globulartransfer berücksichtigt wurden. Aufgrund der niedrigen Ströme I_{MSG} von ca. 140 bis 150 A ist eine geringe Lichtbogenstabilität gegenüber externem Magnetismus gegeben. Dies wirkt sich insbesondere bei der verwendeten geringen Heißdrahtlänge l_{HD} von 11 mm negativ auf die Prozessstabilität aus, da die zum Aufschmelzen des Zusatzdrahtes notwendigen Stromstärken I_{HD} vergleichsweise hoch sind. Demnach erfordert ein Heißdrahtvorschub v_{HD} von 5 m/min einen Strom I_{HD} von ca. 160 A. Die Folge ist eine magnetinduzierte Lichtbogensauslenkung in Richtung des Heißdrahtes. Zudem wird mit ansteigendem Strom I_{HD} und somit Magnetfeld die Tropfenablösung verzögert, was

auf eine zunehmend asymmetrisch wirkende Pinchkraft F_P am Drahtende zurückzuführen ist (s. Abbildung 34). In der Folge wird der Werkstoffübergang grobtropfiger, einhergehend mit einer ansteigenden Kurzschlussanfälligkeit. Die Kurzschlussneigung wird durch das über den Heißdraht eingebrachte Materialvolumen zusätzlich gefördert, wobei die Zunahme des Schmelzbadvolumens zu einem verringerten Abstand zwischen Drahtende und Schmelzbadoberfläche führt.

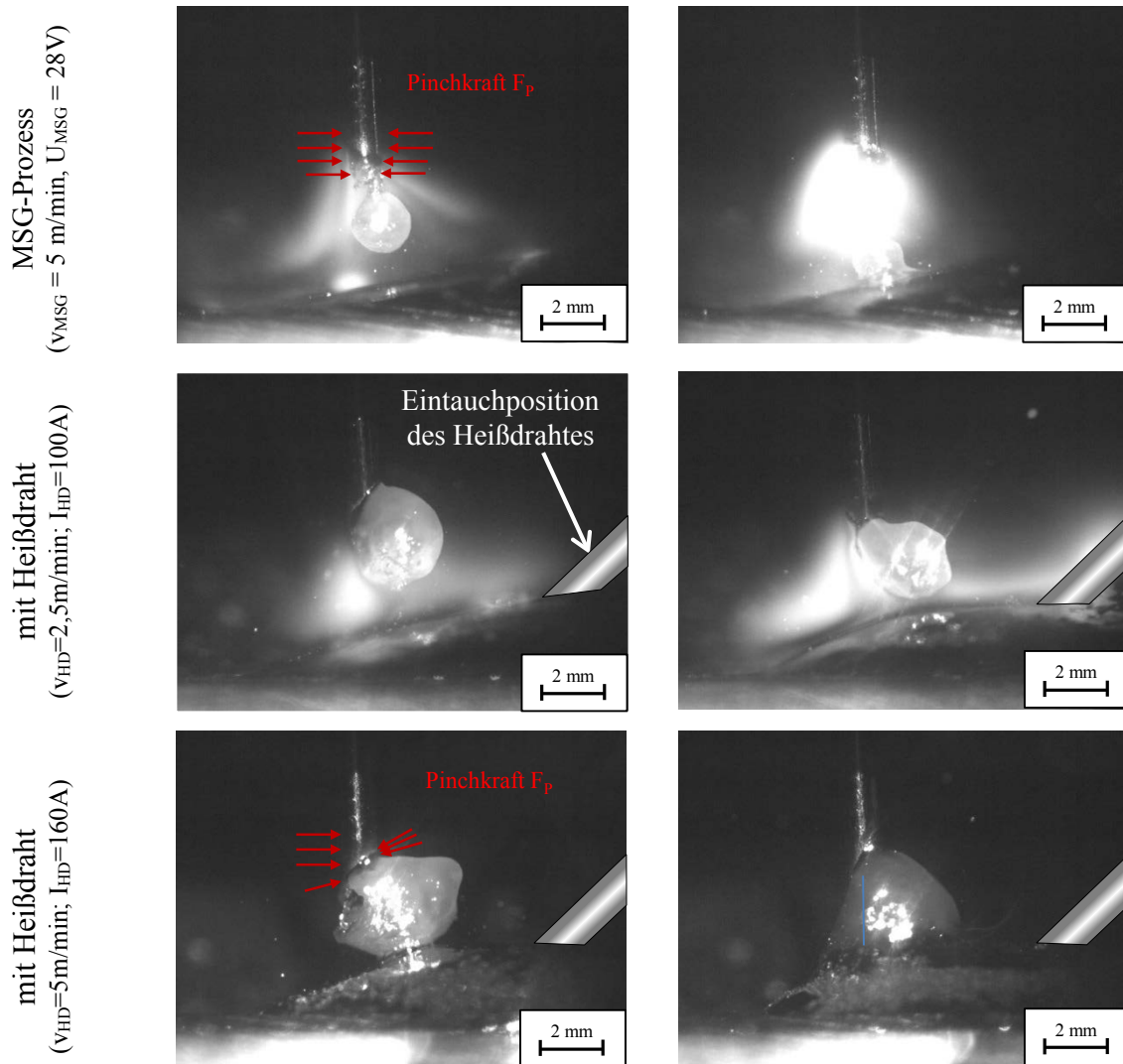


Abbildung 34: Beeinflussung von Lichtbogen und Tropfenübergang durch den Einsatz eines zusätzlichen Heißdrahtes. Als Folge des wirkenden Magnetfeldes wird der Lichtbogen zum Heißdraht hin ausgelenkt und die Tropfenablösung erschwert. Die freie Heißdrahtlänge l_{HD} beträgt 11 mm .

Bedeutung der freien Heißdrahtlänge l_{HD}

Zur Verringerung des magnetinduzierten Einflusses auf Lichtbogen und Werkstoffübergang ist die Einstellung langer Drahtenden l_{HD} eine Möglichkeit. Hierdurch kann die zum Aufschmelzen des Heißdrahtes benötigte Leistung P_{HD} zugunsten geringerer Strom-

stärken I_{HD} eingestellt werden. Dies wird beispielhaft in Abbildung 35 für einen Heißdrahtvorschub v_{HD} von 10 m/min ($FeCrC$ -Fülldraht) verdeutlicht. Die Versuche erfolgten ohne MSG -Prozess, um ausschließlich die Joule'sche Erwärmung des Drahtes abbilden zu können. Anhand der IR -Aufnahmen wird ersichtlich, dass eine vierfache Verlängerung des freien Drahtendes l_{HD} nahezu eine Halbierung des Heißdrahtstroms I_{HD} zur Folge hat, um ein vergleichbares Temperaturniveau im Messpunkt P zu erzielen. Gemäß Manz [MAN77] ist der Verlauf der detektierten Heißdrahttemperaturen proportional zu I_{HD}^2 (vgl. Kapitel 2.5).

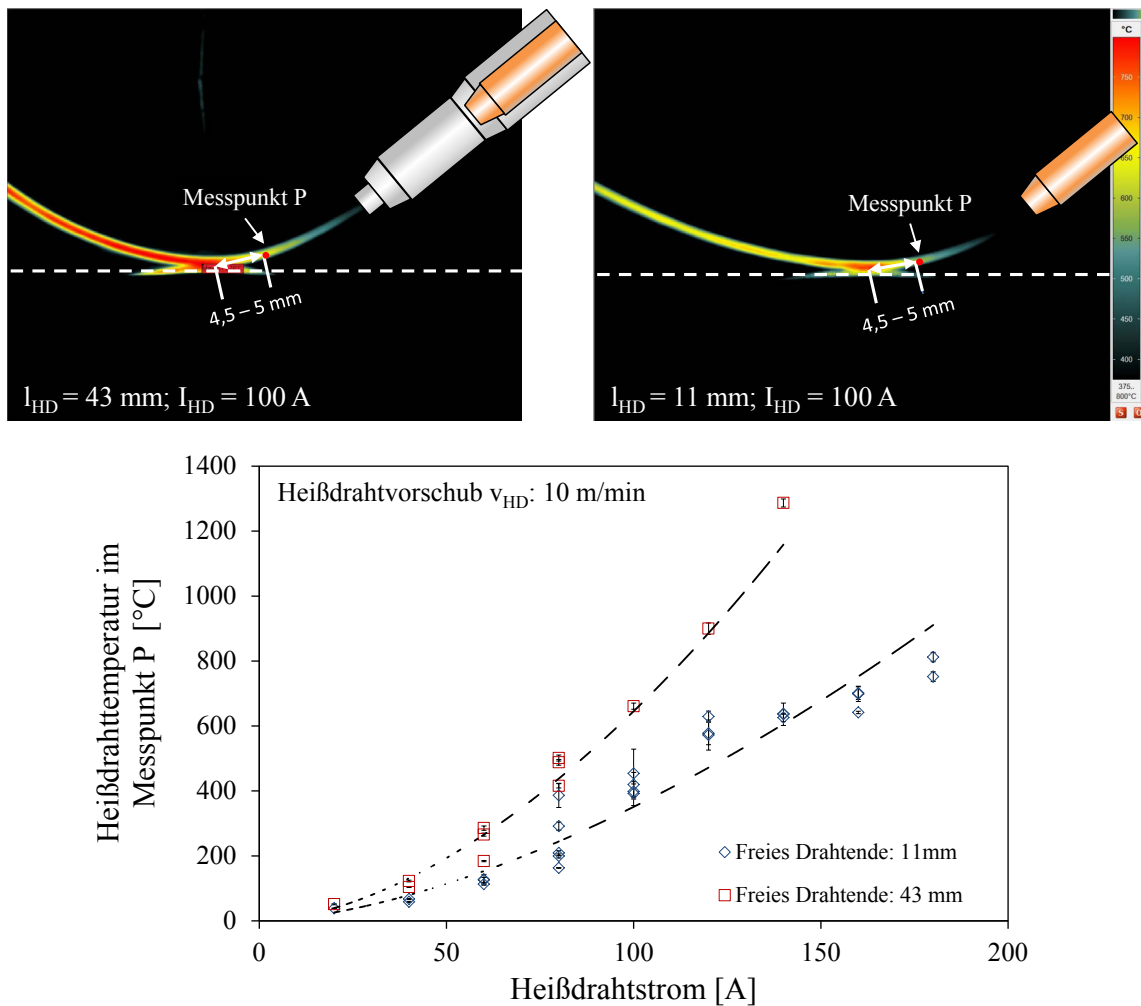


Abbildung 35: Einfluss der Heißdrahtlänge l_{HD} auf die Oberflächentemperatur eines $FeCrC$ -Fülldrahtes im Messpunkt P . Die Messungen erfolgten qualitativ mittels IR -Kamera bei einem globalen Emissionskoeffizienten ε von 1. Die Messungen bilden keine Absoluttemperaturen ab.

Die Auswirkung der Drahtlänge l_{HD} auf die Prozessstabilität zeigt Abbildung 36. Demnach führt die Zunahme der freien Drahtlänge von 11 auf 43 mm zu einer Absenkung der Heißdrahtstromstärke I_{HD} von ca. 130 auf 80 % des Schweißstroms I_{MSG} . In der Fol-

ge wird der magnetinduzierte Einfluss auf den Lichtbogen und Tropfenübergang reduziert, wodurch die Kurzschlussfrequenz von ca. 20 auf 5 Hz abnimmt.

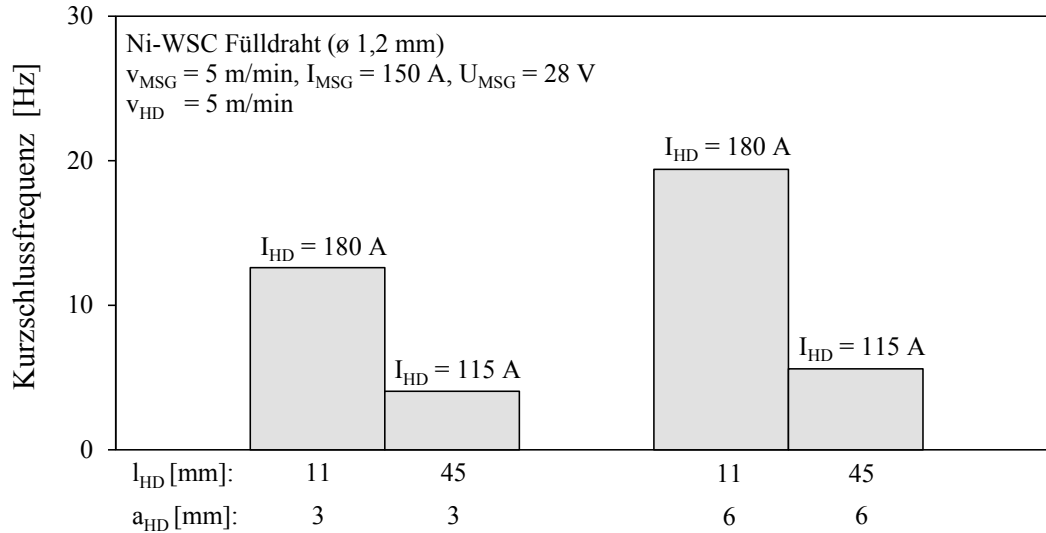


Abbildung 36: Einfluss der Heißdrahtlänge l_{HD} auf die Kurzschlussfrequenz. Der Ausgangsprozess ($v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 28 \text{ V}$) erfolgte im nahezu kurzschlussfreien Globulartransfer.

Bedeutung des MSG-Drahtvorschubs v_{MSG} und des Verhältnisses I_{MSG}/I_{HD}

Eine Stabilisierung des Werkstoffübergangs kann neben der Verlängerung der freien Heißdrahtlänge l_{HD} maßgeblich durch die Zunahme des MSG-Drahtvorschubs v_{MSG} erfolgen. Dies wird in Abbildung 37 dargestellt, wobei ein kurzschlussarmer bzw. -freier Globulartransfer als MSG-Ausgangsprozess eingestellt wurde (vgl. Tabelle 10). Die untersuchten Drahtvorschübe v_{MSG} und v_{HD} betrugen bis zu 10 m/min bei einem Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1.

Es ist zu erkennen, dass die magnetische Beeinflussung des Werkstoffübergangs mit zunehmendem MSG-Drahtvorschub v_{MSG} abnimmt. Ab einem Wert $v_{MSG} \geq 8 \text{ m/min}$ ist visuell keine Beeinflussung des Tropfenübergangs mehr erkennbar, wobei das Ergebnis im Wesentlichen auf zwei Effekten beruht. Zum einen nimmt mit zunehmender Stromstärke I_{MSG} (ca. 255 A bei 10 m/min) die Pinchkraft F_P zu. Der Werkstoffübergang wird demzufolge gegenüber äußeren magnetischen Feldern stabilisiert. Zum anderen verändert sich I_{HD} trotz des zunehmenden Drahtvorschubs v_{HD} nur unwesentlich. Hierauf wird detailliert in Kapitel 5.1.2 eingegangen.

Aus den HG-Aufnahmen ist somit erkennbar, dass oberhalb eines Stromstärkenverhältnisses I_{MSG}/I_{HD} von ca. 1,9 ($I_{MSG} = 211 \text{ A}$, $I_{HD} = 113 \text{ A}$) visuell keine magnetische Beeinflussung des Tropfenübergangs mehr vorliegt. Weiterführend ist ersichtlich, dass der

Werkstoffübergang auch bei hohen *MSG*-Drahtvorschüben v_{MSG} keinem feintropfigen Sprühlichtbogen zuzuordnen ist, sondern aufgrund der Tropfenform und –größe einem Globulartransfer zugewiesen werden kann.

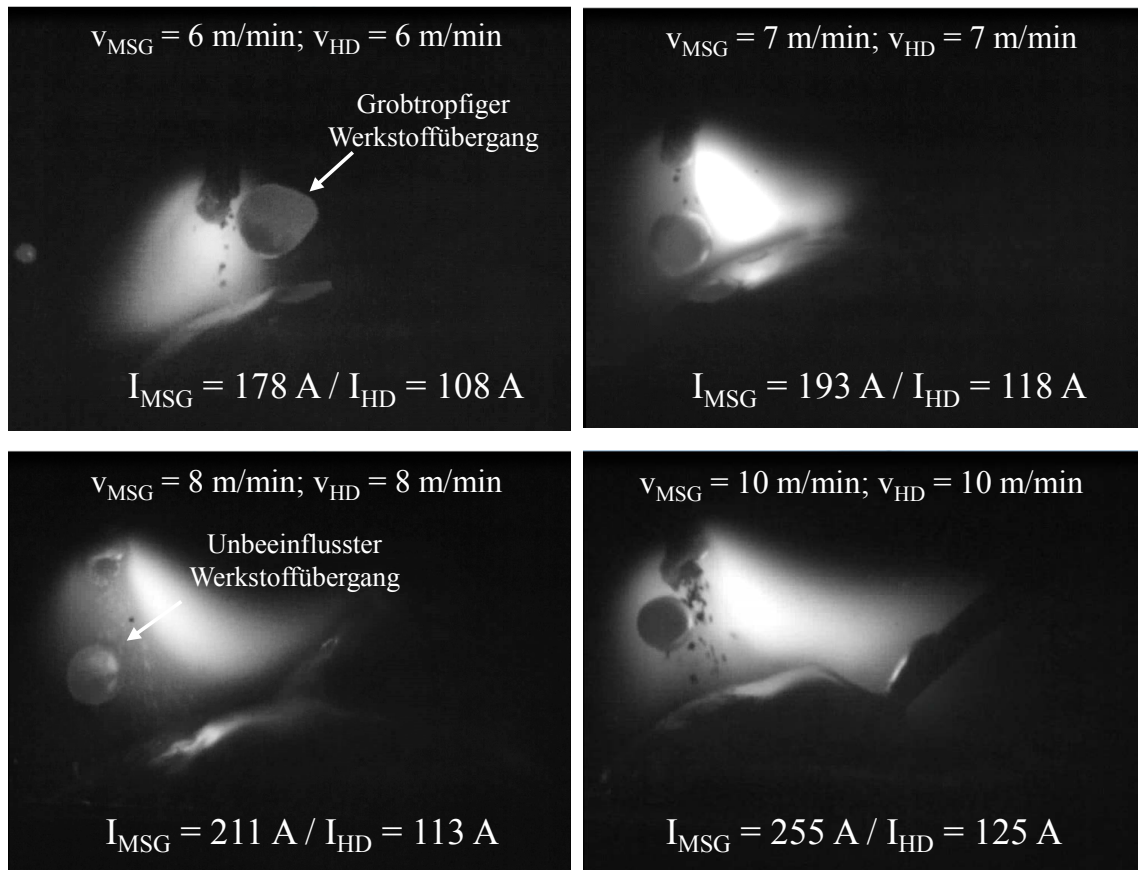


Abbildung 37: Beeinflussung des Werkstoffübergangs in Abhängigkeit des *MSG*-Drahtvorschubs v_{MSG} bei einem Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 (*Fe*-WSC-Fülldraht, \varnothing 1,2 mm, Heißdrahtlänge $l_{HD} = 43$ mm).

Ein vergleichbares Ergebnis ist Strom-Spannungs-Messungen zu entnehmen (s. Abbildung 38). Bei einem Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 bewirken zunehmende *MSG*-Drahtvorschübe v_{MSG} und damit Schweißströme I_{MSG} eine Stabilisierung des Prozesses gegenüber dem induzierten magnetischen Feld. In der Folge nimmt die Kurzschlusshäufigkeit ab, so dass bei einem Drahtvorschub v_{MSG} von 10 m/min von einem durch den Heißdraht unbeeinflussten Prozessverhalten ausgegangen werden kann. Das Verhältnis I_{MSG}/I_{HD} liegt bei den gewählten Prozessparametern bei ca. 1,5 ($I_{MSG} = 228$ A, $I_{HD} = 150$ A).

Somit ist aus prozesstechnischer Sicht an dieser Stelle festzuhalten, dass zur Gewährleistung eines stabilen *MSG*-*HD*-Prozessverhaltens ein Stromstärkenverhältnis I_{MSG}/I_{HD} von mindestens 1,5 anzustreben ist. Ausgehend von den experimentellen Untersuchungen ist ein hoher *MSG*-Drahtvorschub v_{MSG} von 10 m/min zu empfehlen, da dieser zu einer Stabilisierung von Lichtbogen und Werkstoffübergang beiträgt.

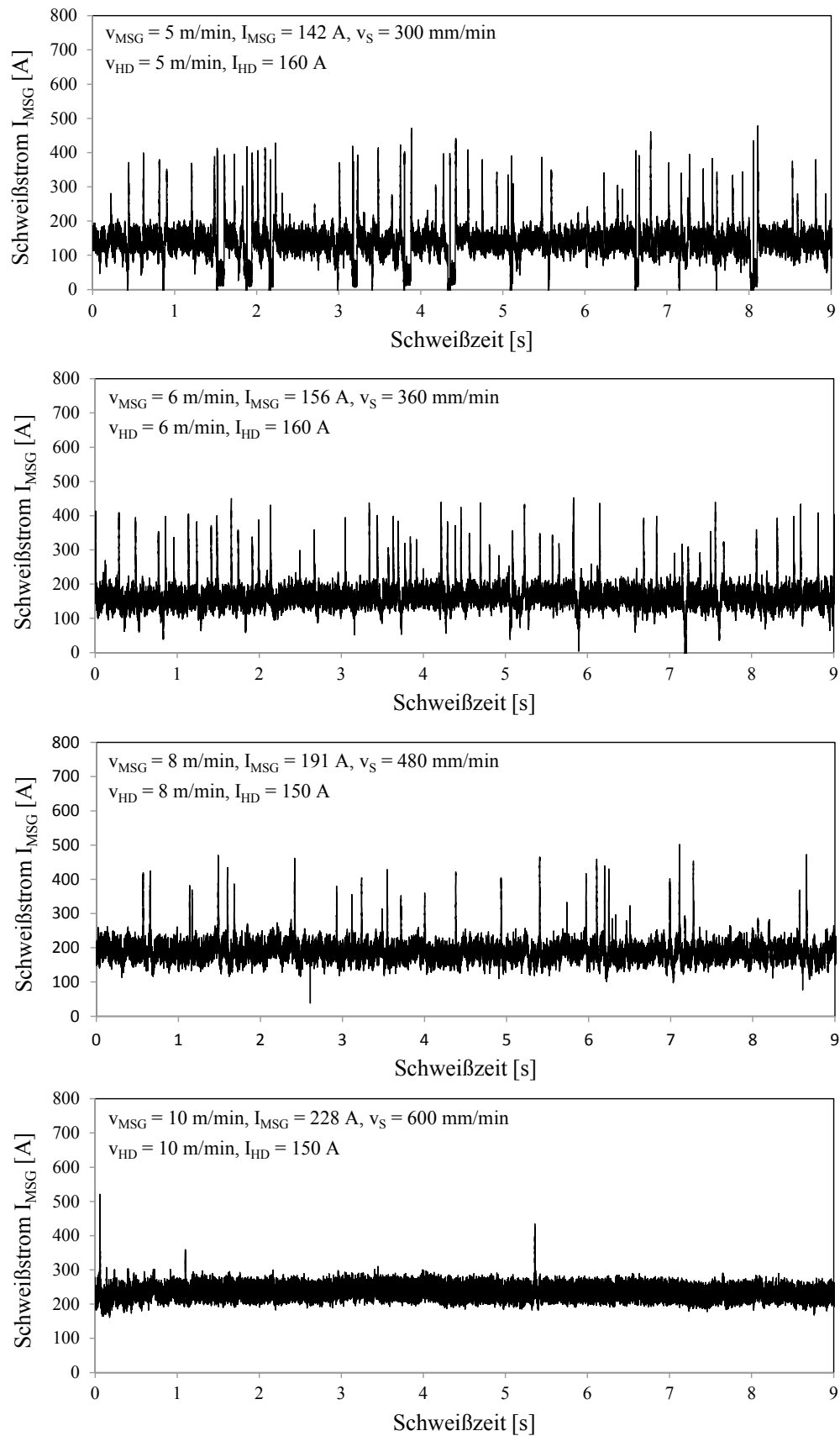


Abbildung 38: Beeinflussung der Kurzschlussfrequenz in Abhängigkeit des MSG-Drahtvorschubs v_{MSG} bei einem Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 (Ni-WSC-Fülldraht, $\varnothing 1,2$ mm, Heißdrahtlänge $l_{HD} = 20$ mm).

5.1.2 Energetische Bilanzierung und Schmelzbadeigenschaften

MSG-Leistung und Heißdrahtleistung

Im Vergleich zum MSG-Prozess ermöglicht der Einsatz eines zusätzlichen Heißdrahtes eine Entkopplung des Material- und Energieeintrages. In diesem Zusammenhang führt eine zunehmende Materialeinbringung über den ohmsch vorgewärmten Zusatzdraht zu einer Abnahme der Gesamtprozessleistung P_{MSG+HD} bei gleichbleibender Auftragsmasse. Abbildung 39 veranschaulicht dies für die Fülldrähte *Ni-WSC* und *FeCrC*. Bezogen auf einen Gesamtdrahtvorschub v_{MSG+HD} von 10 m/min bewirkt die zunehmende Materialeinbringung über den Heißdraht eine Verringerung der Prozessleistung P_{MSG+HD} um ca. 30 %. Die niedrigeren MSG-Leistungen P_{MSG} bei *Ni-WSC*-Fülldraht sind auf die geringeren Schmelztemperaturen der *NiBSi*-Matrix zurückzuführen.

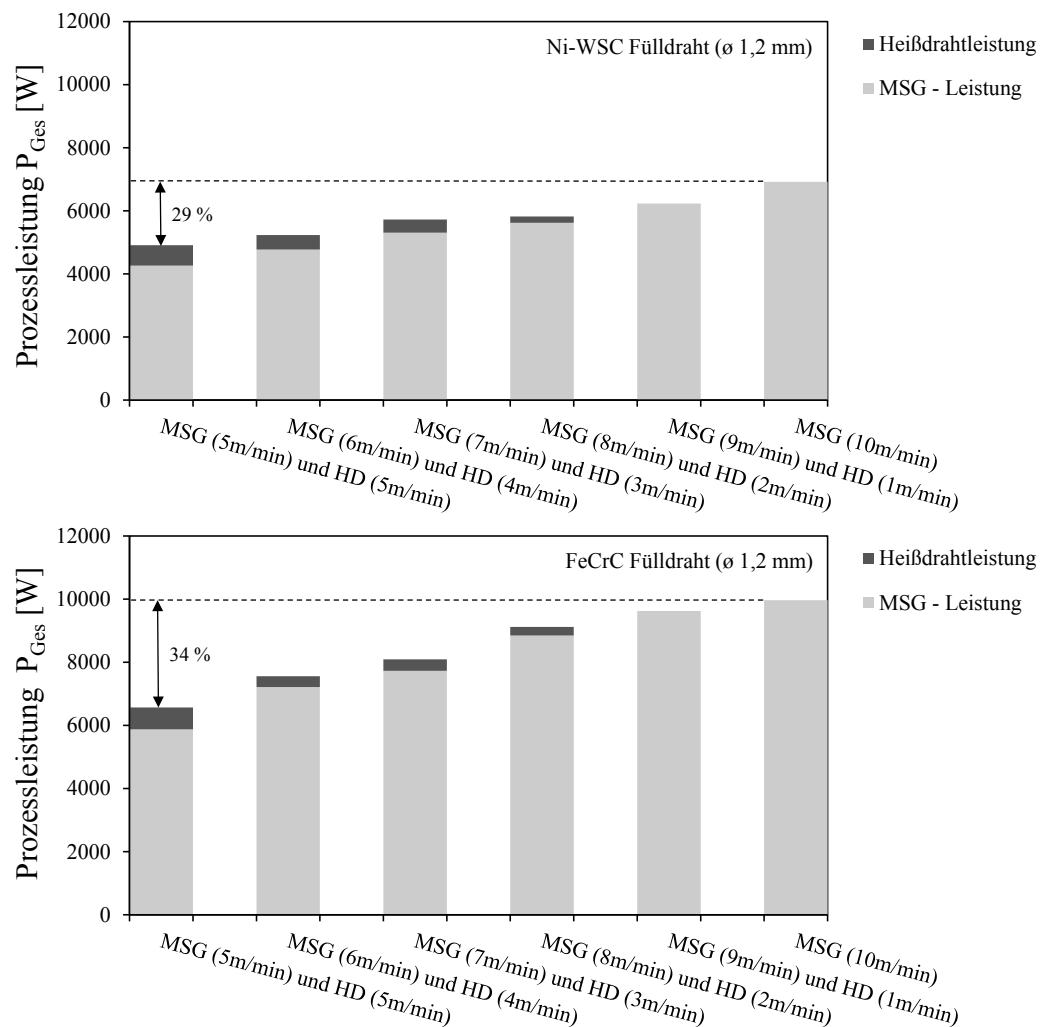


Abbildung 39: Veränderung der Prozessleistung in Abhängigkeit des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} , bezogen auf einen Gesamtdrahtvorschub v_{MSG+HD} von 10 m/min für die Fülldrähte *Ni-WSC* und *FeCrC*. Die verwendeten MSG-Prozessparameter (Globulartransfer) sind Tabelle 10 zu entnehmen.

Die Abnahme der Prozessleistung P_{MSG+HD} beruht auf der im Vergleich zum MSG-Prozess ca. 5- bis 6-fach geringeren Heißdrahtleistung P_{HD} , welche zum Aufschmelzen des Zusatzdrahtes notwendig ist (s. Abbildung 39). Eine maßgebliche Ursache hierfür ist der thermische Einfluss von Lichtbogen und Schmelzbad, wodurch die Vorwärmung des Zusatzdrahtes unterstützt wird. Verdeutlicht wird dies in Abbildung 40, wonach P_{HD} vom Verhältnis der Drahtvorschübe v_{MSG}/v_{HD} abhängt. Demnach erfordert ein abnehmendes Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} eine höhere Heißdrahtleistung P_{HD} , um ein vollständiges Aufschmelzen des Zusatzdrahtes mit dem Eintritt in das Schmelzbad zu gewährleisten. Es ist an dieser Stelle festzuhalten, dass die Lichtbogentemperatur mit zunehmendem Drahtvorschub v_{MSG} und damit Schweißstrom I_{MSG} ansteigt.

Ersichtlich wird der thermische Einfluss des Lichtbogens anhand von *HG*-Aufnahmen, wonach ein vom Lichtbogen unterstütztes Anschmelzen der Heidrahtoberflche bereits vor dem Schmelzbadeintritt erkennbar wird (s. Abbildung 40).

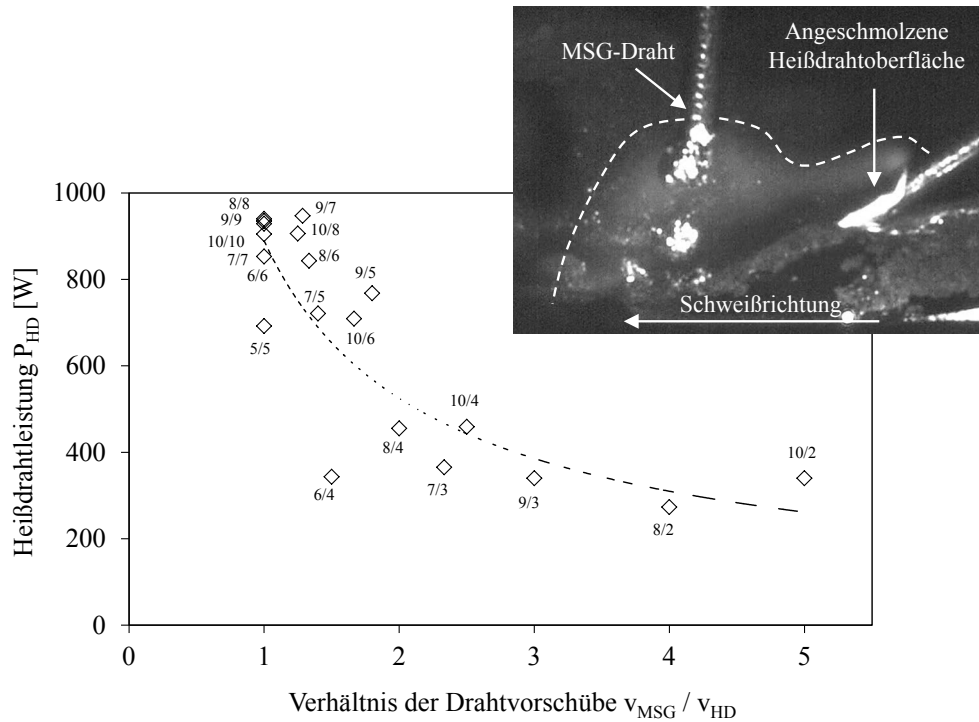


Abbildung 40: Darstellung der Heißdrahtleistung in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} für *FeCrC*-Fülldraht. Die untersuchten Schweißparameter entsprechen Tabelle 8 und 10.

Demnach setzt sich die zum Aufschmelzen des Zusatzdrahtes notwendige Leistung aus der Widerstandserwrmung des Zusatzdrahtes und aus der vom Lichtbogen und Schmelzbad bereitgestellten Leistung (durch Strahlung und Wärmeleitung) zusammen. Vereinfacht kann dies anhand der folgenden Wärmestrombilanz dargestellt werden.

$$\dot{Q}(T_S) = \dot{Q}(T_{HD}) + \dot{Q}(T_{Libo}) + \dot{Q}(T_{Schmelze}) \quad (9)$$

Massebezogene Energiebilanzierung, Schmelzbadgröße und Schmelzbadtemperatur

Die Bewertung der Wärmeeinbringung beim *MSG-HD*-Verfahren ist mit Hilfe der Prozessleistung bzw. Streckenenergie nur bedingt möglich, da der Einfluss unterschiedlicher Auftragmassen nicht berücksichtigt wird. Abbildung 41 stellt dies am Beispiel eines *MSG*-Prozesses dar, welcher um eine zusätzliche Materialeinbringung mittels Heißdraht ergänzt wurde.

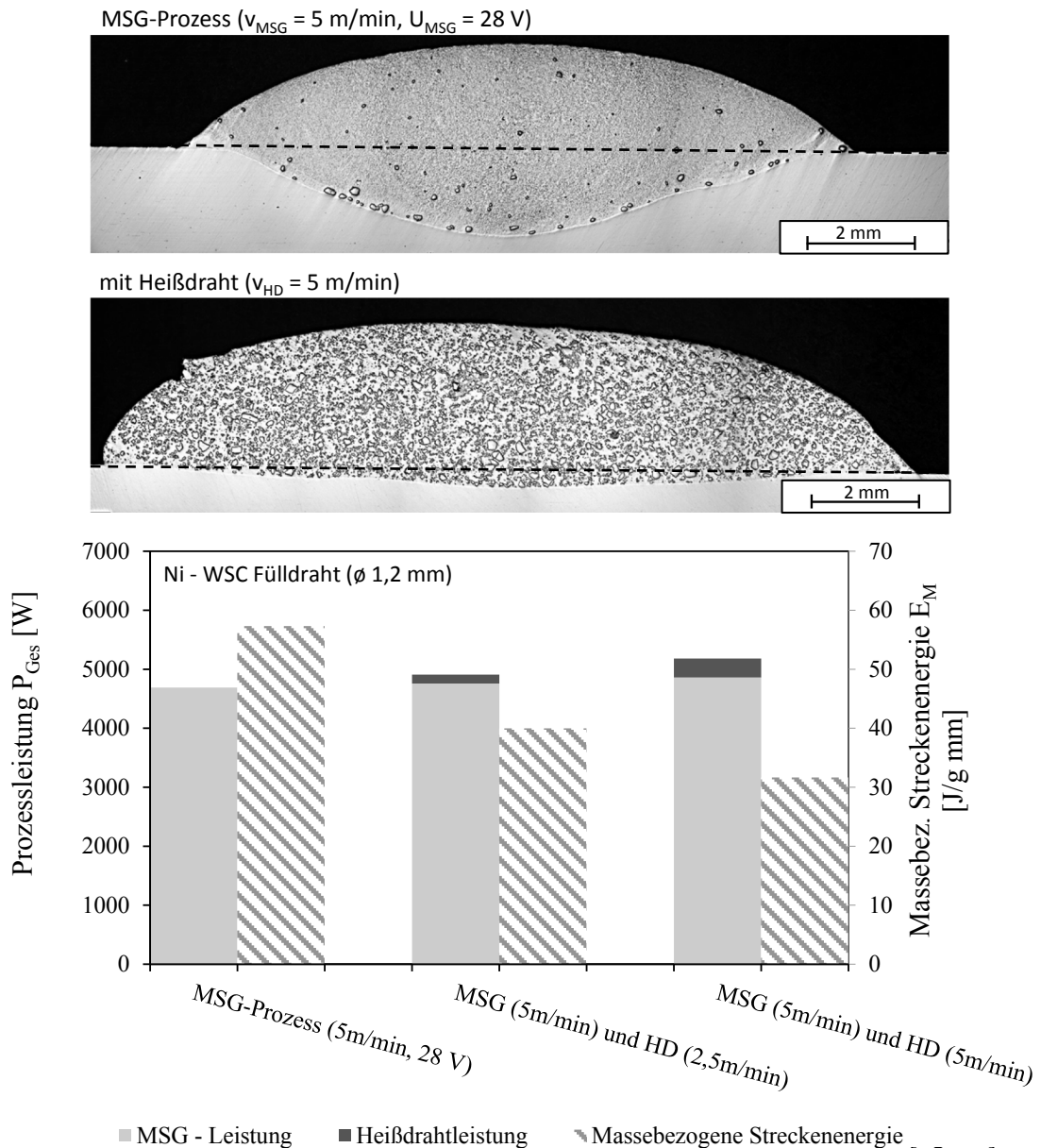


Abbildung 41: Gegenüberstellung von Prozessleistung P_{MSG+HD} und massebezogener Streckenenergie E_M am Beispiel einer *Ni-WSC*-Auftragschweißung unter Variation des Heißdrahtvorschubes v_{HD} .

Ausgehend vom *MSG*-Prozess nimmt durch die Zuführung von Heißdraht die Gesamtprozessleistung P_{MSG+HD} von ca. 4690 auf 5180 W zu und demzufolge auch die Streckenenergie. Hingegen weist die mit dem Heißdrahteinsatz einhergehende Abnahme der

Einbrandtiefe auf eine reduzierte thermische Beanspruchung von Schweißgut und Grundwerkstoff hin. Dies verdeutlicht die Notwendigkeit einer neuen „energetischen“ Kenngröße zur Beschreibung des Energieeintrages. Vorgeschlagen wird die massebezogene Streckenenergie E_M , welche den Energieeintrag bezogen auf die aufgetragene Masse berücksichtigt (s. Kapitel 4.3.3). In diesem Fall geht die Zuführung von Heißdraht mit einer Abnahme von E_M von ca. 57 auf 32 J/g mm einher, was mit dem reduzierten Einbrandprofil korreliert.

Trotz einer Verringerung der massebezogenen Streckenenergie E_M und des Einbrandes ist festzuhalten, dass das über den Heißdraht zusätzlich eingebrachte Materialvolumen eine Zunahme der Schmelzbadlänge L_S mit sich bringt (s. Abbildung 42).

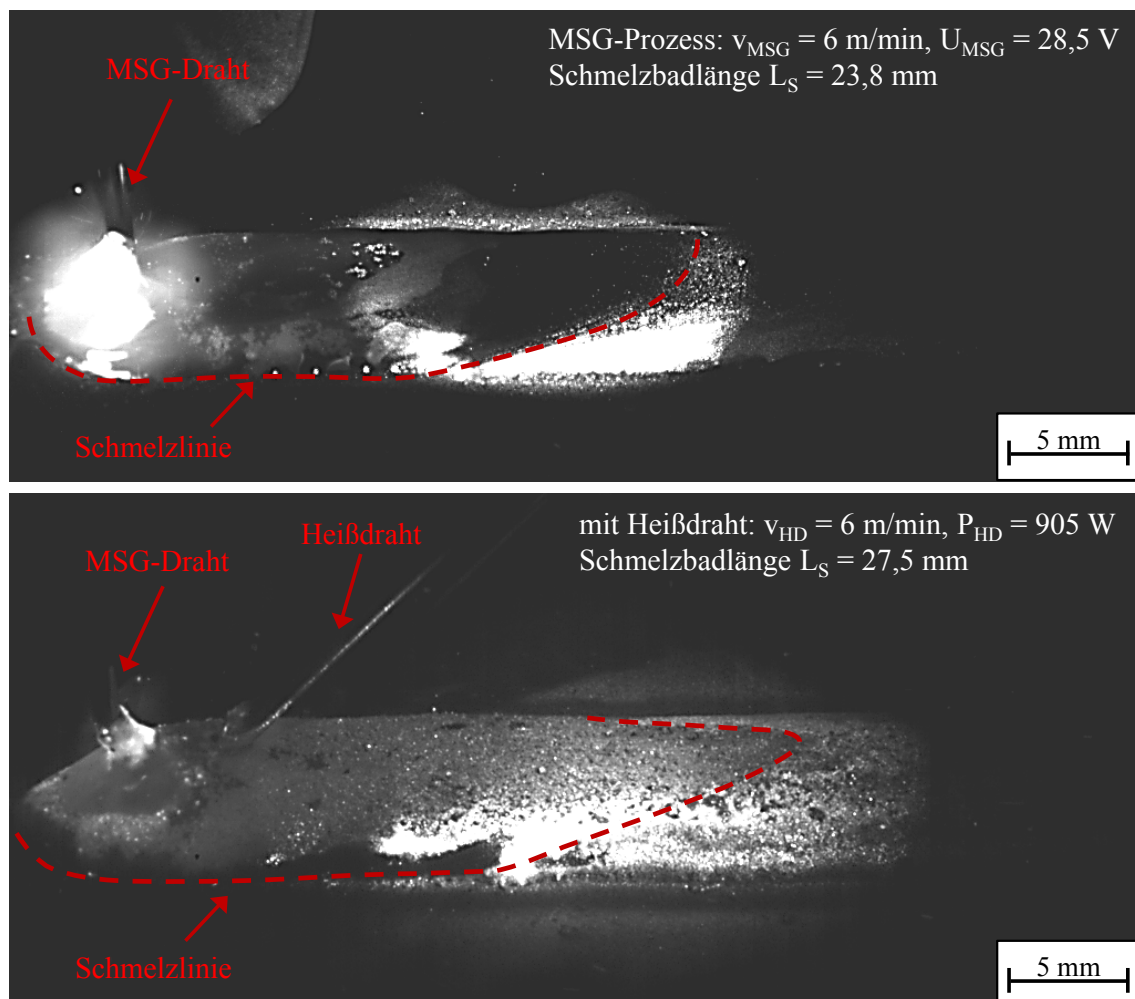


Abbildung 42: Im Vergleich zum MSG-Ausgangsprozess führt die Materialeinbringung über den Heißdraht zu einem Anstieg der Schmelzbadlänge L_S , was mit HG-Aufnahmen nachgewiesen wurde.

Die Ursache hierfür konnte mit Hilfe von Thermoelementmessungen im Schmelzbad nachvollzogen werden (s. Abbildung 43). Die Ergebnisse zeigen zum einen, dass die Abkühlrate dT/dt der Schmelze durch die veränderten Erstarrungsbedingungen beim

Heißdrahteinsatz verringert wird. Aufgrund der verzögerten Erstarrung der Schmelze nimmt die Schmelzbadgröße schließlich zu. Im Gegenzug konnte festgestellt werden, dass der Masseeintrag über den im Vergleich zum Schmelzbad vergleichsweise „kalten“ Heißdraht eine Reduzierung der maximalen Schmelzbadtemperaturen mit sich bringt. Am Beispiel von *Ni-WSC*-Fülldraht wurde im festgelegten Messpunkt (s. Kapitel 4.3.2) eine Verringerung der Maximaltemperaturen von ca. 1550°C (*MSG*-Prozess) auf ca. 1400°C (*MSG-HD* Prozess) nachgewiesen. Dies begründet die mit der Zuführung von Heißdraht einhergehende Abnahme des Einbrandes und Aufschmelzgrades. Das anfängliche Rauschen des Messsignals ist auf den Einfluss des Lichtbogens zurückzuführen.

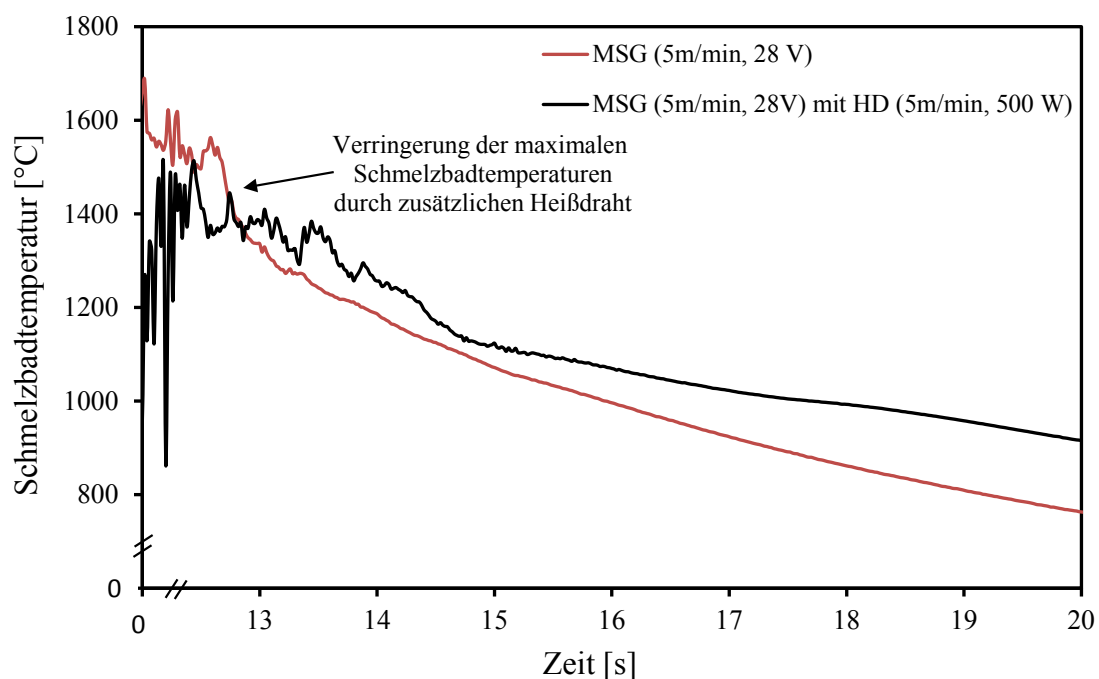


Abbildung 43: Mittels Thermoelement ermittelter T - t -Verlauf während der Schmelzbaderstarrung beim reinen *MSG*-Prozess und *MSG-HD*-Verfahren. Durch den Heißdraht werden die maximalen Schmelzbadtemperaturen verringert.

Inwieweit ein allgemeingültiger Zusammenhang zwischen der erzielten Raupengeometrie beim *MSG-HD*-Verfahren und den Schmelzbadtemperaturen besteht, ist nur mit einem hohen messtechnischen Aufwand verbunden. Ob die massebezogene Streckenenergie E_M – als neue energetische Kenngröße – eine Abschätzung des Aufschmelzgrades in Abhängigkeit der Prozessparameter ermöglicht, wird in Kapitel 5.2 diskutiert.

5.1.3 Fazit

Aus diesem Kapitel ergeben sich somit folgende Schlussfolgerungen:

- Das durch den Heißdraht induzierte Magnetfeld führt zu einer Auslenkung des Lichtbogens und zur Beeinflussung des Werkstoffübergangs. Die Tropfenablösung wird verzögert, einhergehend mit einem Anstieg der Kurzschlusshäufigkeit.
- Insbesondere hohe *MSG*-Drahtvorschübe v_{MSG} von 10 *m/min* tragen zu einer Stabilisierung des Werkstoffübergangs gegenüber externen magnetischen Feldern bei. An dieser Stelle ist für den praktischen Einsatz ein Stromstärkenverhältnis I_{MSG}/I_{HD} oberhalb 1,5 zu empfehlen. Hierdurch wird der Einfluss auf das Prozessverhalten und die Kurzschlussneigung weitestgehend minimiert.
- Durch die Zuführung von Heißdraht werden die Einbrandtiefe und der Aufschmelzgrad verringert. Die Ursache liegt in den reduzierten Schmelztemperaturen.
- Als Kennwert zur Abschätzung des Energieeintrages beim *MSG-HD*-Prozess ist die Streckenenergie ungeeignet. Die massebezogene Streckenenergie E_M wurde daraufhin eingeführt, welche die Masse an aufgetragenen Schweißzusatzwerkstoff mit berücksichtigt.

5.2 Metallurgische Betrachtungen zu FeCr(V)C-Hartlegierungen

Das Ausscheidungsverhalten der Hartphasen bei *FeCr(V)C*-Hartlegierungen hängt maßgeblich vom Aufschmelzgrad ab. Somit sind zunächst grundlegende Erkenntnisse zum Einfluss des Heißdrahtes auf die makroskopischen Merkmale der Auftragschweißung erforderlich. Hieraus werden schließlich Rückschlüsse auf die metallurgischen Eigenschaften gezogen. Die Untersuchungen beziehen sich zunächst auf eine primärkarbidische *FeCrC*-Legierung. Anschließend wird die Legierung *FeV12* betrachtet.

5.2.1 Beeinflussung der makroskopischen Nahtmerkmale

Ausgangssituation zum konventionellen MSG-Prozess

Primärkarbidische *FeCrC*-Hartlegierungen werden aufgrund des hohen *C*-Gehalts vorwiegend als selbstschützende Fülldrahtelektroden verarbeitet und im Open-Arc-Verfahren, unter Ausbildung einer CO_2 -Schutzgasatmosphäre, geschweißt. Der sich dabei einstellende Werkstoffübergang ist grobtropfig und erfolgt gemäß den in Abbildung 44-oben aufgeführten Parametern im kurzschlussbehafteten Langlichtbogen. Es handelt sich dabei um den unter CO_2 -Schutzgas typischen Werkstoffübergang.

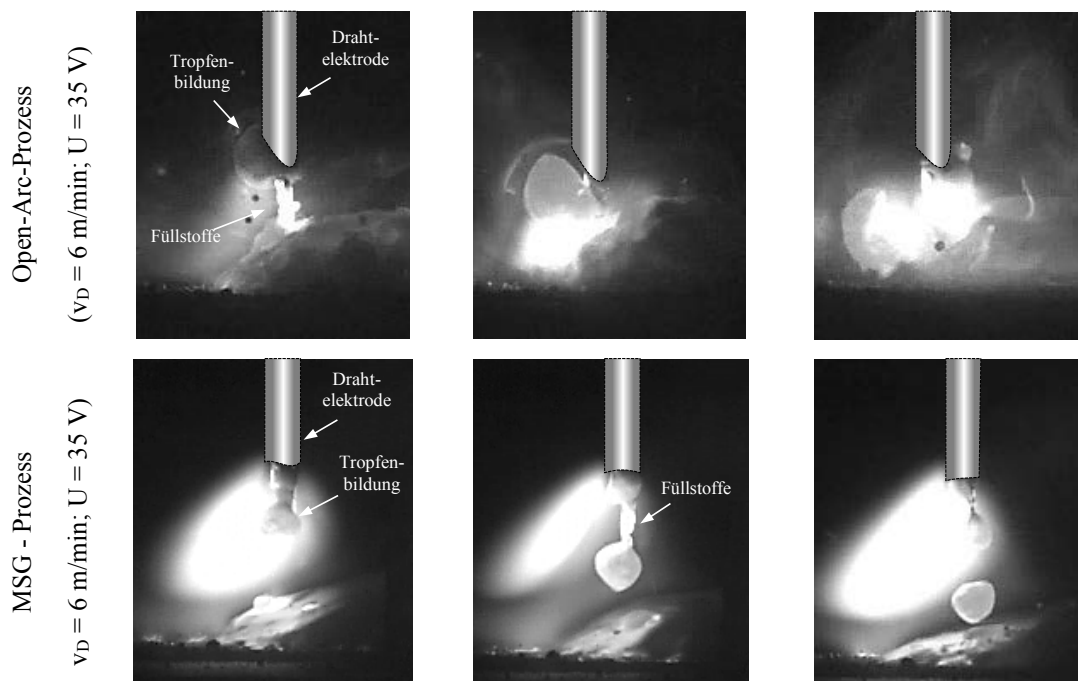


Abbildung 44: Tropfenübergang eines *FeCrC*-Fülldrahtes ($\varnothing 1,2\text{ mm}$) im Open-Arc-Verfahren (oben) und mit zusätzlichem Schutzgas *ArHe30* (unten). Beim Open-Arc-Verfahren kommt es zu einem kurzschlussbehafteten Werkstoffübergang im Langlichtbogen. Mit Hilfe von *Ar*-Basis-Schutzgas erfolgt bei gleichen Schweißparametern der Tropfenübergang im Globulartanser.

Durch die Zuführung von Heißdraht wird das oben beschriebene, kurzschlussbehaftete Prozessverhalten verstärkt. Die damit einhergehende hohe Spritzerneigung steht somit einer praktischen Anwendung des Heißdraht unterstützten Open-Arc-Verfahrens entgegen. Allerdings kann der zusätzliche Einsatz von *Ar*-Basis-Schutzgas einen positiven Einfluss auf die Tropfenablösung und das Prozessverhalten ausüben.

Mit Hilfe von *Ar*-reichem Schutzgas (hier: *ArHe30*) wandert der Lichtbogenansatz am Drahtende hoch, wodurch die wirkende Pinchkraft F_P die Einschnürung des teigigen Drahtendes fördert. Hieraus ergibt sich bei gleichen Schweißparametern eine Veränderung des Tropfenübergangs hin zum Globulartransfer (s. Abbildung 44-unten). Typisch für den verwendeten Schweißzusatzwerkstoff ist, dass die Füllstoffe erst mit dem Eintritt in das Schmelzbad aufgeschmolzen werden. Beeinträchtigt wird das *MSG*-Prozessverhalten hierdurch nicht.

Weiterführend beeinflusst die Verwendung von *ArHe30* unmittelbar das Einbrandverhalten und den Aufschmelzgrad (s. Abbildung 45).

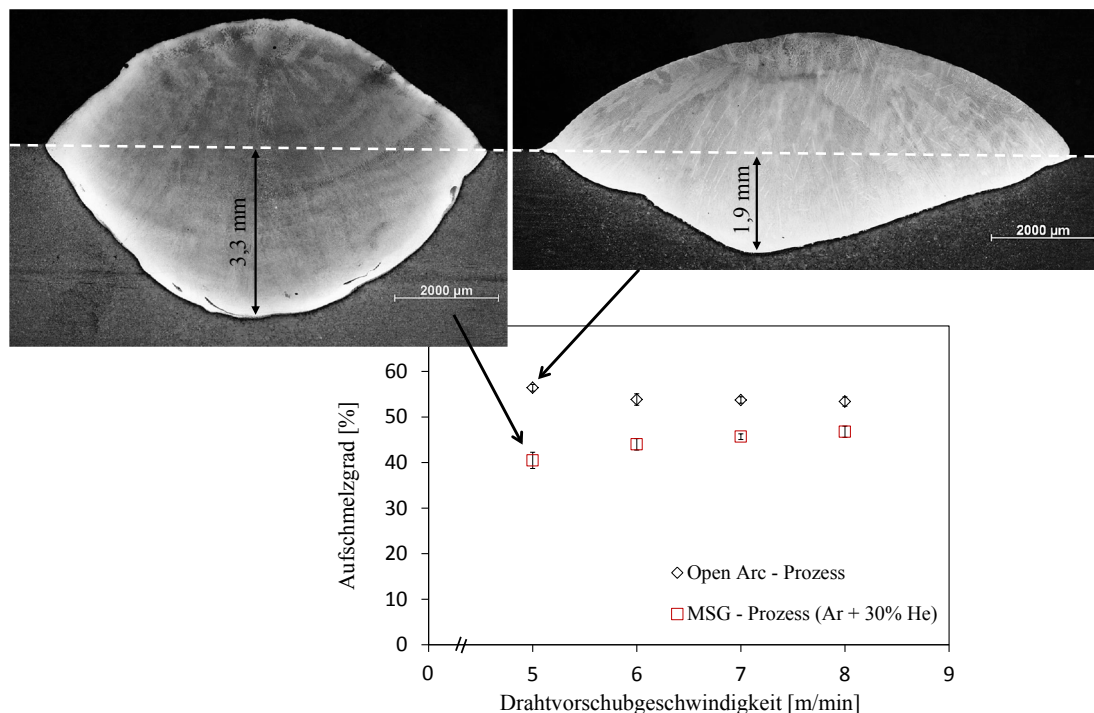


Abbildung 45: Gegenüberstellung von Open-Arc und *MSG*-Verfahren unter Berücksichtigung des Einbrandverhaltens und Aufschmelzgrades (*FeCrC*-Fülldraht, $v_s = 300 \text{ mm/min}$).

Die für CO_2 -Schutzgas typischen, hohen Aufschmelzgrade beim Open-Arc-Verfahren liegen bei 50 bis 60 % und können durch den Einsatz von *ArHe30* auf 40 bis 45 % verringert werden. Des Weiteren führen *He*-Anteile zu einer verbesserten Benetzung, was mit Blick auf den späteren Heißdrahteinsatz von Vorteil ist.

Wirkungsweise einer zusätzlichen Heißdrahtzuführung

Der Einfluss des Heißdrahteinsatzes auf die makroskopischen Naht Eigenschaften wird in Abbildung 46 verdeutlicht. Dabei beziehen sich die dargestellten Ergebnisse auf einen Gesamtdrahtvorschub v_{MSG+HD} von 10 m/min, wobei die Materialeinbringung über den Heißdraht stetig erhöht wurde. Die abnehmenden Prozessleistungen P_{MSG+HD} (bei gleichbleibender Auftragmasse) gehen mit einer Verringerung des Aufschmelzgrades von ca. 48 auf 12 % einher. Im Gegenzug nimmt der Nahtanbindungswinkel von ca. 45 auf 110° zu. Als Ursache kann die Reduzierung der Schmelzbadtemperaturen aufgrund des Heißdrahteinsatzes angeführt werden, wodurch der Aufschmelzgrad und die Benetzung unmittelbar beeinflusst werden. Untermauert wird diese Feststellung durch eine separate Betrachtung des vorlaufenden MSG-Prozesses (s. Abbildung 46). Es wird ersichtlich, dass ausschließlich durch die Verringerung von v_{MSG} (MSG-Prozess) keine vergleichbaren Effekte erzielt werden können.

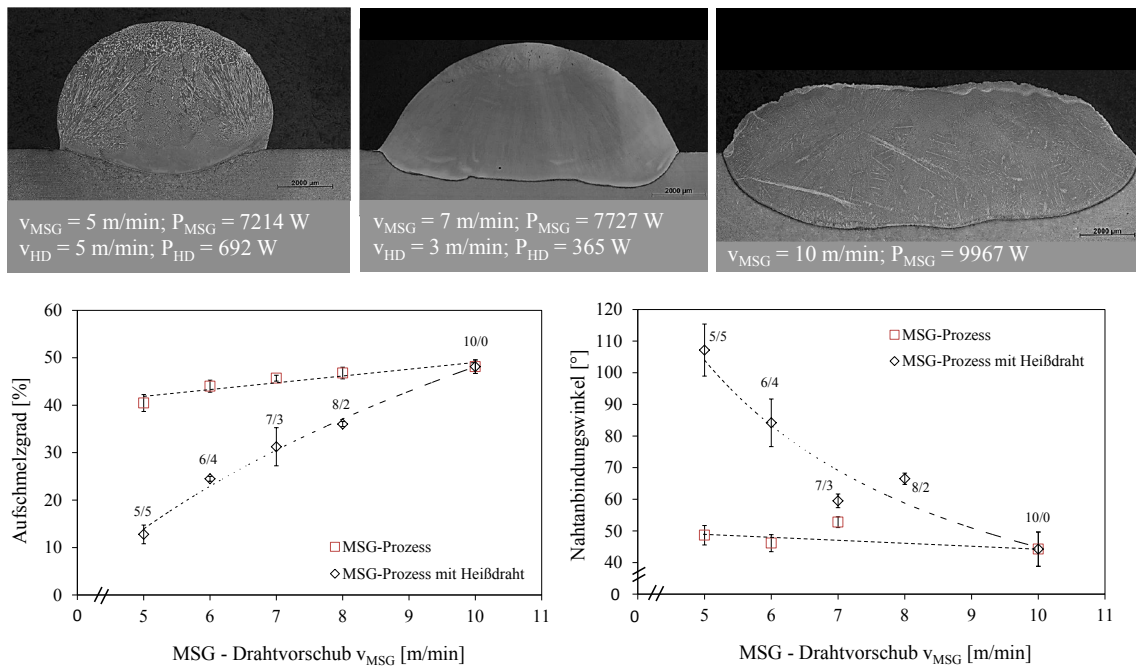


Abbildung 46: Einfluss des Heißdrahtes auf den Nahtanbindungswinkel und Aufschmelzgrad beim MSG-HD-Verfahren. Variiert wurde das Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} für $v_{MSG+HD} = 10$ m/min ($v_S = 300$ mm/min). Der vorlaufende MSG-Prozess wird separat betrachtet. Die MSG-Parameter sind in Tabelle 10 aufgeführt.

Weiterführende Untersuchungen berücksichtigen Gesamtdrahtvorschübe v_{MSG+HD} von bis zu 20 m/min, was einer Abschmelzleistung von 9 kg/h entspricht (vgl. Tabelle 8). Es zeigt sich, dass Aufschmelzgrad und Nahtanbindungswinkel als Funktion des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} dargestellt werden können und unabhängig von der Abschmelzleistung sind (s. Abbildung 47). Hohe Verhältnisse $v_{MSG}/v_{HD} \geq 5$ nähern sich den MSG-typischen Aufschmelzgraden von ca. 40 bis 48 % und Nahtanbindungswinkeln

von ca. 45 bis 53°. Ein geringes Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 ermöglicht hingegen Aufschmelzgrade unter 10 bis 20 %. Damit einhergehende Nahtanbindungswinkel von 100 bis 120° sind für das flächige Auftragschweißen jedoch nur bedingt geeignet. Aus praktischen Gesichtspunkten werden Verhältnisse v_{MSG}/v_{HD} kleiner 1 demzufolge nicht weiter betrachtet.

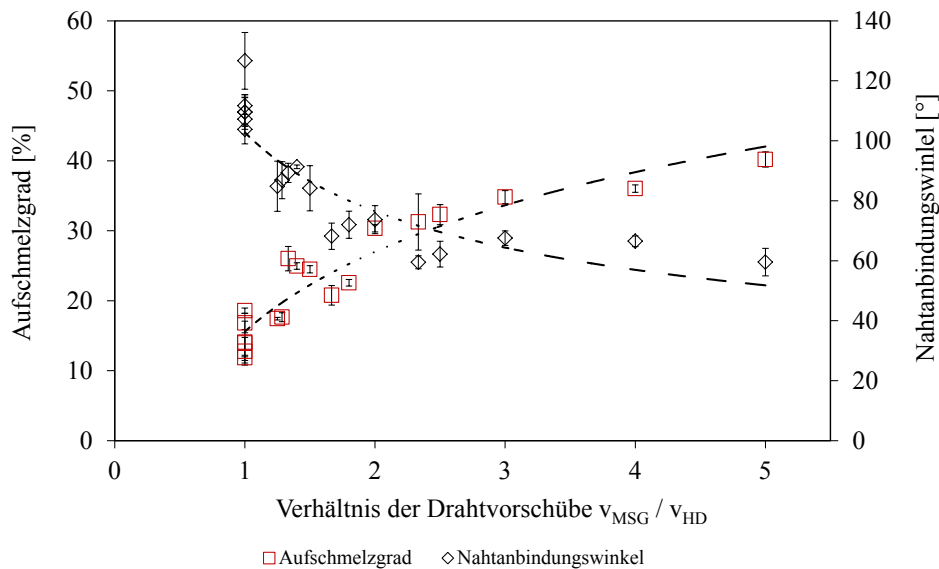


Abbildung 47: Vorhersage der Nahtgeometrie in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} für FeCrC-Fülldraht. Die untersuchten Schweißparameter sind Tabelle 8 und 10 zu entnehmen.

Der Verlauf des Aufschmelzgrades korreliert unmittelbar mit der in Abbildung 48 dargestellten massebezogenen Streckenenergie E_M . Somit ermöglicht E_M eine Abschätzung des Energieeintrages beim MSG-HD-Verfahren und eine indirekte Aussage zur Temperaturführung in Abhängigkeit der Prozessparameter.

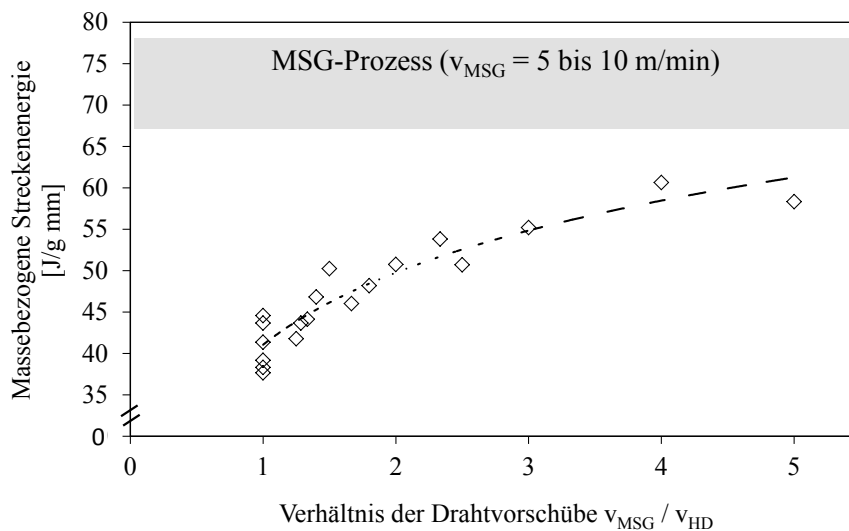


Abbildung 48: Darstellung der massebezogenen Streckenenergie E_M in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} . Der Verlauf korreliert mit dem Aufschmelzgrad in Abbildung 47.

5.2.2 Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten der Karbide

Die Beeinflussung des Aufschmelzgrades A beim *MSG-HD*-Verfahren wirkt sich direkt auf das Erstarrungsverhalten der *FeCrC*-Legierung aus. Nach Abbildung 49 kann dies wie folgt unterteilt werden, wobei sich die genannten Erstarrungsbedingungen nicht klar voneinander abgrenzen lassen.

- Eine untereutektische Erstarrung tritt bei Aufschmelzgraden größer 32 % auf. Es kommt dabei zu einer primärdendritischen Erstarrung der *Fe*-Matrix, gefolgt von einem Eutektikum aus *Fe*-Matrix und Karbiden. Dieses Erstarrungsverhalten tritt grundsätzlich beim *MSG*-Prozess in der ersten Lage auf. Als Ursache sind die hohen, *MSG*-typischen Aufschmelzgrade A von 40 bis 48 % zu nennen.
- Eine eutektische Erstarrung der *Fe*-Matrix und der Karbide findet bei Aufschmelzgraden zwischen 20 bis 35 % statt.
- Bedingungen für eine übereutektische Erstarrung liegen bei Aufschmelzgraden unterhalb von 25 % vor. Es kommt zur Ausscheidung von primären Karbiden, gefolgt von einem Eutektikum aus *Fe*-Matrix und Karbid.

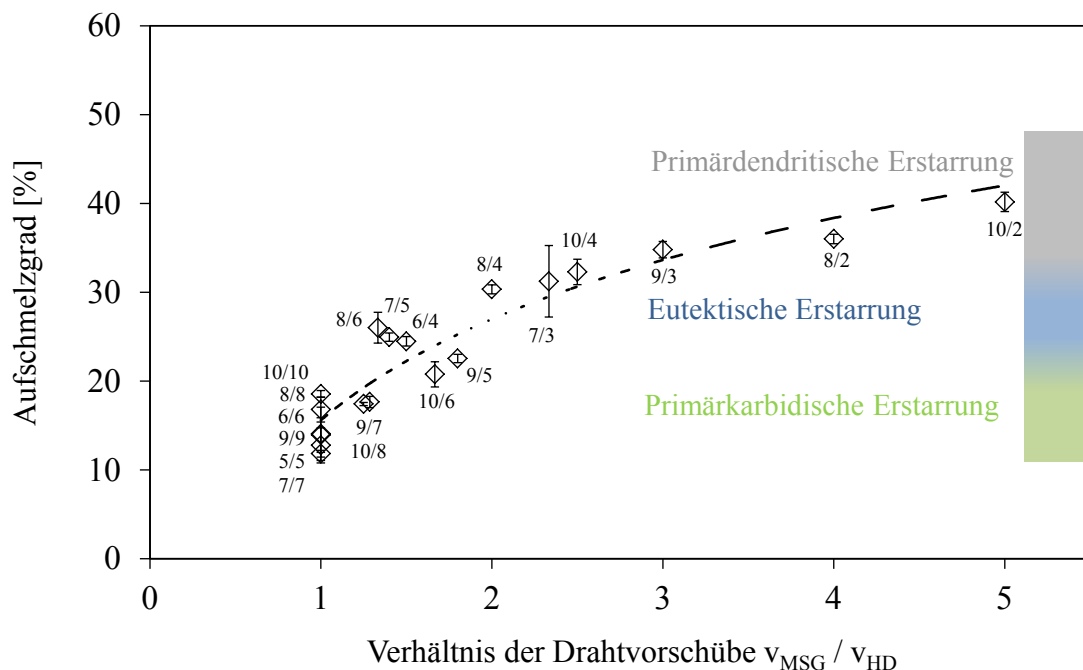


Abbildung 49: Korrelation zwischen der Erstarrungsstruktur, dem Aufschmelzgrad und dem Verhältnis der Drahtvorschubgeschwindigkeiten v_{MSG}/v_{HD} .

Das Erscheinungsbild der auftretenden eutektischen und primären Karbide ist mit denen von *Chang et al.* [CHA10-1, CHA10-2] vergleichbar (s. Abbildung 50), die einen Schweißzusatzwerkstoff mit vergleichbarer chemischer Zusammensetzung verwendeten

(vgl. Kap. 2.2). Mit Hilfe mikroanalytischer Untersuchungen wiesen sie die dabei auftreten primären und eutektischen Ausscheidungen als chromreiche M_7C_3 -Karbide aus. Die Fe -Matrix ist aufgrund der stabilisierenden Wirkung des nicht als Karbid gebundenen C -Anteils austenitisch.

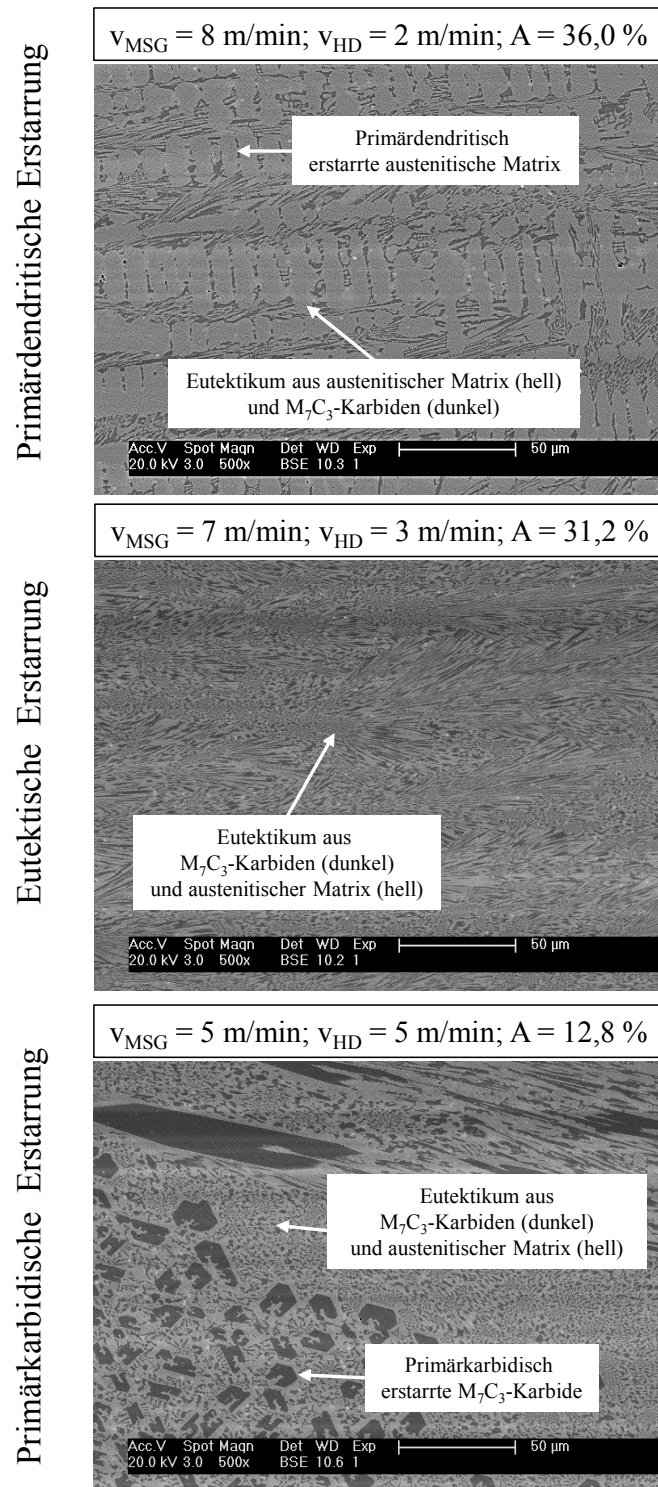


Abbildung 50: Ausbildung des Gefüges bzw. der Mikrostruktur in Abhängigkeit des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} und des Aufschmelzgrades.

Die Kontrollierbarkeit des Aufschmelzgrades in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} ermöglicht somit die gezielte Einstellung der Mikrostruktur. Demnach ist die Ausscheidung von Primärkarbiden in der ersten Lage ab einem v_{MSG}/v_{HD} -Verhältnis unterhalb von 1,8 zu beobachten. Die Einstellung einer primärkarbidischen Erstarrung ist dabei von der Abschmelzleistung unabhängig. Verdeutlicht wird dies in Abbildung 51.

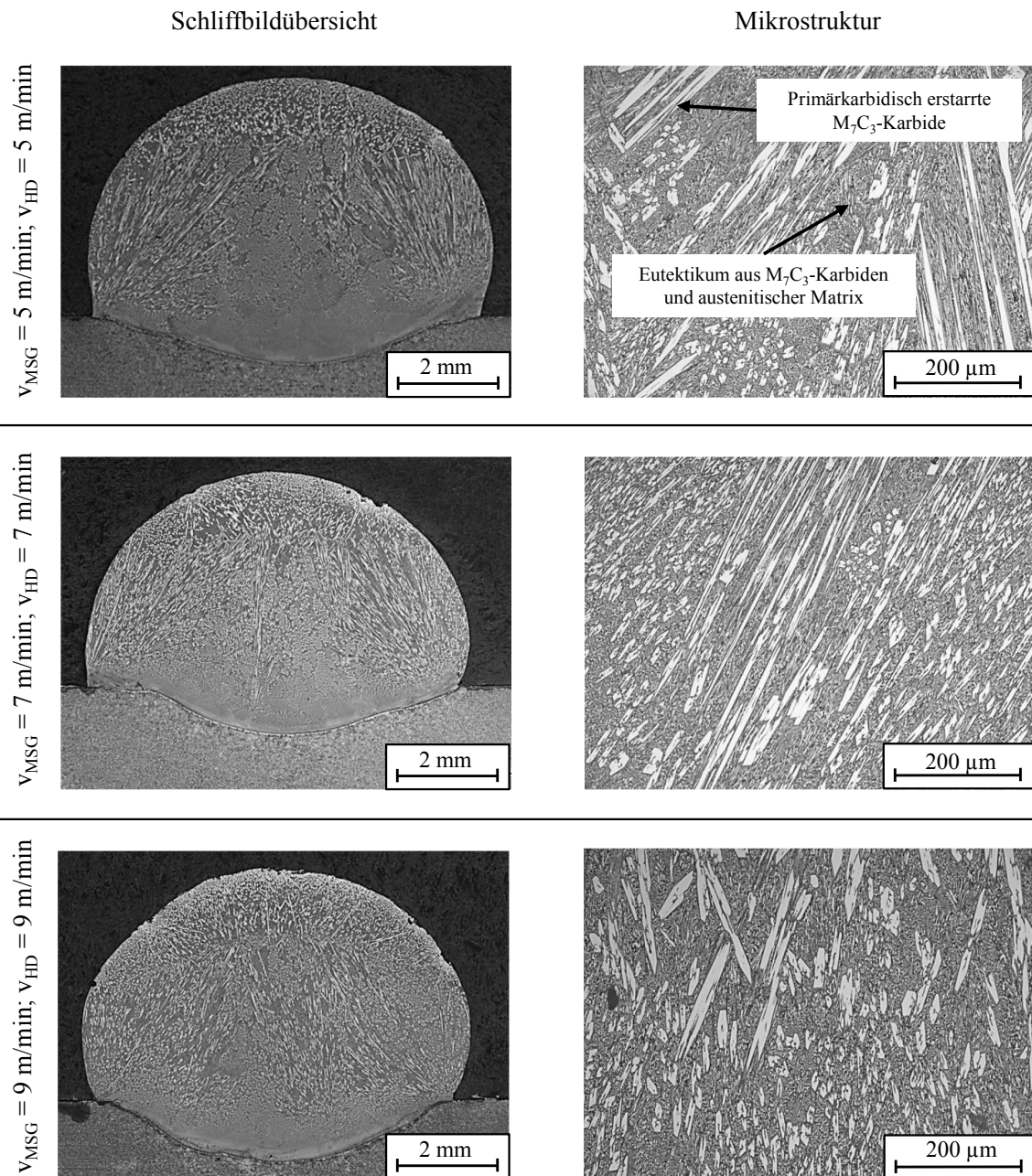


Abbildung 51: Raupenbildung und Mikrostruktur für unterschiedliche Abschmelzleistungen unter Verwendung der Verhältnisse v_{MSG}/v_{HD} von 5/5, 7/7 und 9/9.

Der prozentuale Anteil an primären M_7C_3 -Karbiden wurde mittels Bildverarbeitung ermittelt. Dabei ist zu berücksichtigen, dass der Hartphasenanteil nicht gleichmäßig über die Höhe der Schweißnaht verteilt ist, sondern mit zunehmendem Abstand von der Schmelzlinie ansteigt (vgl. Abbildung 29). Die in Abbildung 52 dargestellten Ergebnisse beziehen sich somit auf den mittleren Primärkarbidanteil. Bei minimalen Aufschmelzgraden von ca. 12 % können Werte von bis zu ca. 16 A-% in der ersten Lage erzielt werden. Weiterführend ist festzustellen, dass zwischen der Makrohärte $HV10$ und dem Primärkarbidanteil kein unmittelbarer Zusammenhang vorliegt (s. Abbildung 52). Zwar ist ein Härteanstieg von primärendritisch hin zu eutektisch zu erkennen (vgl. Abbildung 49 und 52). Mit der Ausscheidung primärer Karbide ab einem Aufschmelzgrad von ca. 25 A-% nähert sich die Härte jedoch einem Grenzwert von ca. 700 $HV10$.

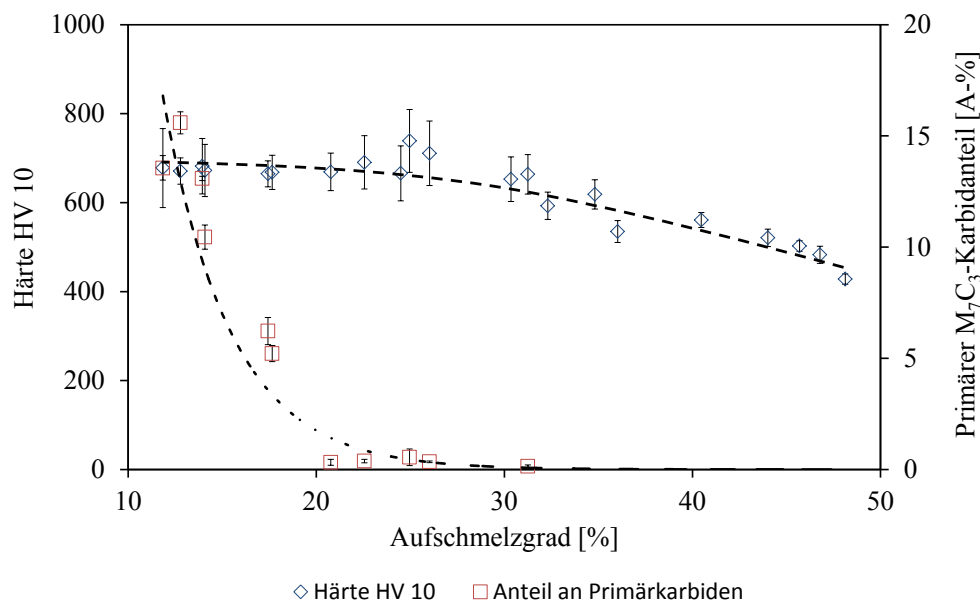


Abbildung 52: Korrelation zwischen der Makrohärte $HV10$ und dem Primärkarbidanteil in Abhängigkeit des Aufschmelzgrades beim $MSG-HD$ -Verfahren.

Die Ausscheidung und der Anteil primärer M_7C_3 -Hartphasen sind somit in Abhängigkeit des Aufschmelzgrades A darstellbar. Zurückzuführen ist dies auf die Konzentration der karbidbildenden Elemente Cr bzw. C im Schweißgut und das Cr/C -Äquivalent. Verdeutlicht wird dies durch $GD-OES$ Messungen an $FeCrC$ -Auftragschweißungen für unterschiedliche Verhältnisse v_{MSG}/v_{HD} (s. Abbildung 53). Als Referenz dient eine 9-lagige MSG -Auftragschweißung, welche hinsichtlich der detektierten Elementanteile in etwa der Richtanalyse des Schweißzusatzwerkstoffes entspricht (vgl. Tabelle 3). Die detektierten, mittleren Elementanteile beziehen sich hierbei auf 3 Einzelmessungen. Für die ermittelten C - bzw. Cr -Anteile liegt die Standardabweichung unterhalb von 0,08 bzw. 0,41 Gew.-%.

Erwartungsgemäß führt die Abnahme des Aufschmelzgrades A zu einer prozentualen Erhöhung des Cr - und C -Anteils in der Auftragschweißung. Die mit dem *MSG-HD*-Verfahren erzielten maximalen Cr - (22,33 Gew.-%) und C -Anteile (3,91 Gew.-%) liegen dabei geringfügig unterhalb der mehrlagigen *MSG*-Referenzschweißung.

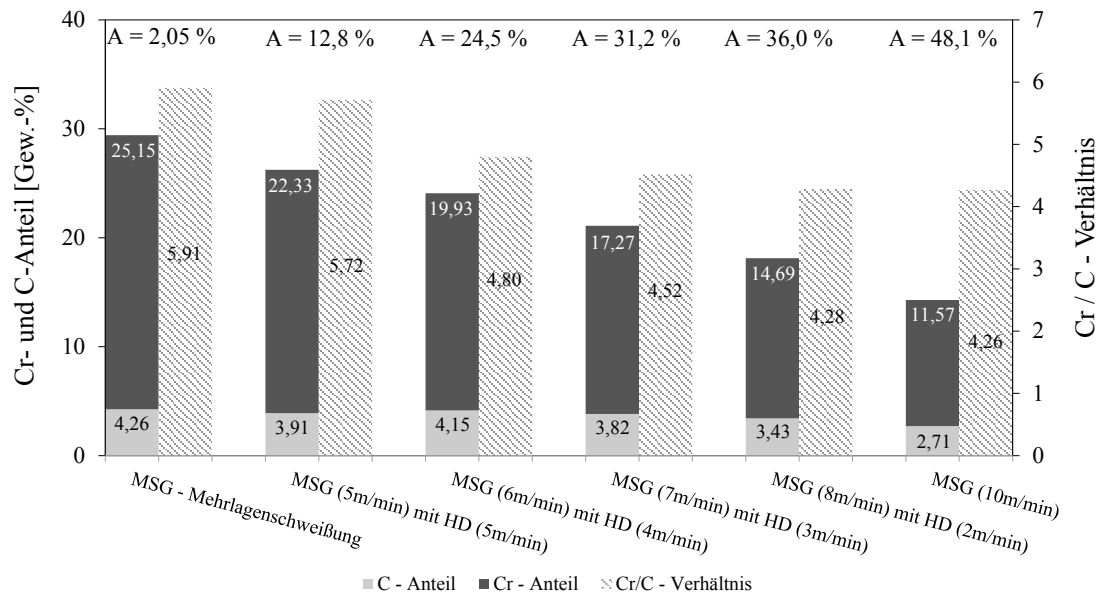


Abbildung 53: Darstellung der mittels *GD-OES* detektierten C - und Cr -Anteile und des Cr/C -Äquivalentes in Abhängigkeit des Aufschmelzgrades A (*FeCrC*-Fülldraht, \varnothing 1,2 mm).

Eine vollständige Kompensation auftretender Vermischungsreaktionen ist demnach mit einer einlagigen *MSG-HD*-Auftragschweißung nicht möglich. Dies spiegelt sich auch im primären M_7C_3 -Karbidgehalt wider, wobei mit dem untersuchten Schichtsystem maximale Anteile von ca. 25 A-% (mehrlagige Referenzschweißung) erzielt werden können. Ein Eingriff in die Ausscheidungscharakteristik bzw. Erstarrungsform der Karbide als Folge des Heißdrahteinsatzes wurde für die *FeCrC*-Hartlegierung nicht beobachtet.

5.2.3 Ergänzende Betrachtungen zum Legierungssystem FeV12

Basierend auf den gewonnenen Erkenntnissen wurde weiterführend untersucht, inwieweit sich der auf die Mikrostruktur auswirkende Heißdrahteinfluss auf metallurgisch komplexere Hartlegierungen übertragen lässt. Die Untersuchungen erfolgten am quaternären Legierungssystem *FeV12* (s. Tabelle 3).

Abbildung 54 zeigt das makroskopische Erscheinungsbild einer *MSG*-Auftragschweißung (Globulartransfer), sowie das Ergebnis der zusätzlichen Materialeinbringung über den Heißdraht. Dabei erfordert der über den Heißdraht eingebrachte, vergleichbare

Masseeintrag ($v_{HD} = 5 \text{ m/min}$) eine ca. 7-fach geringere Leistung als der *MSG*-Prozess. Erwartungsgemäß geht die Verdopplung der Abschmelzleistung mit einer Verringerung des Aufschmelzgrades von ca. 33 auf 6 % einher. Im Gegenzug nimmt die Benetzung der Schmelze ab.

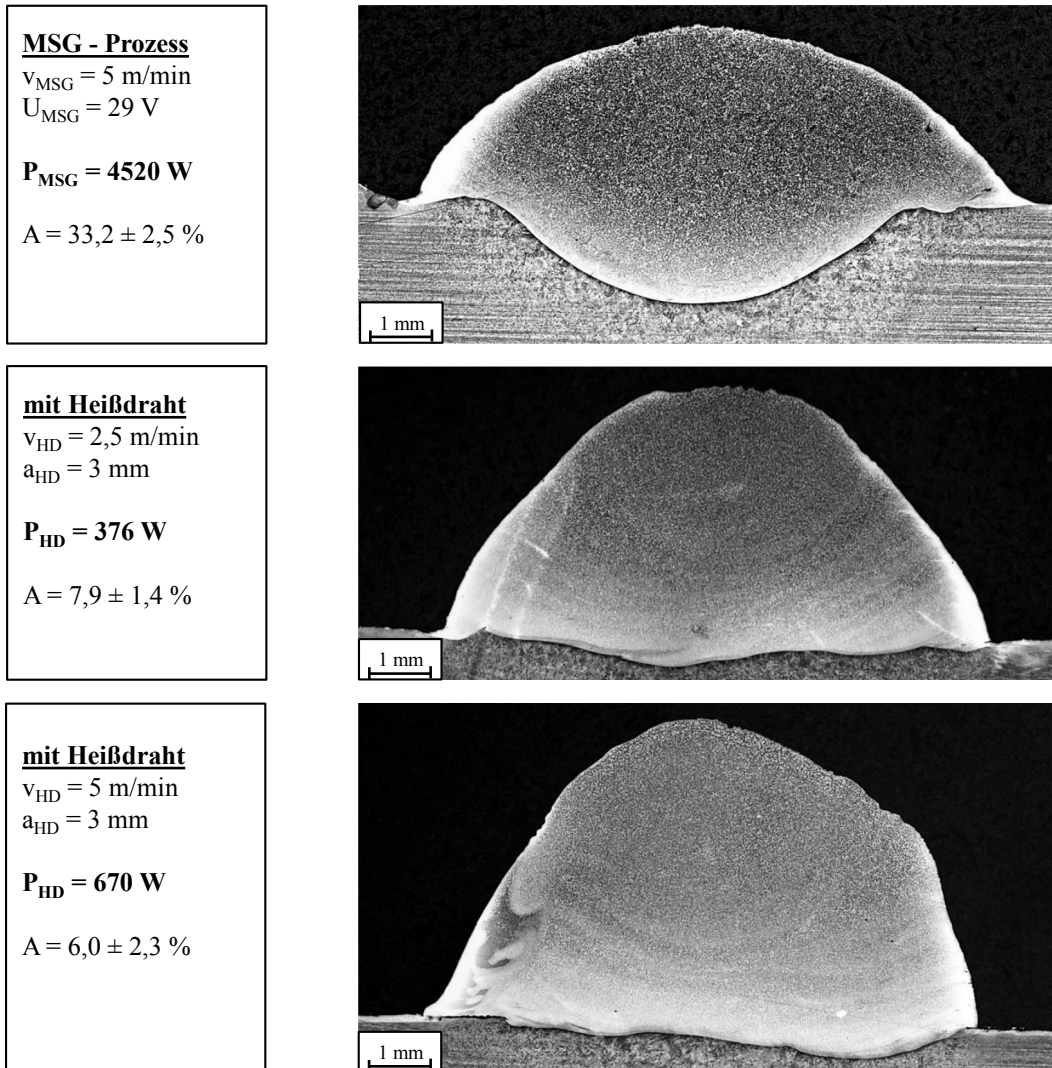


Abbildung 54: Einfluss eines zusätzlichen Heißdrahtes auf die makroskopischen Nahtmerkmale der Hartlegierung *FeV12*. Im Vergleich zum konventionellen *MSG*-Prozess wird der Aufschmelzgrad *A* von ca. 33 auf 6 % reduziert und die Abschmelzleistung verdoppelt.

Entsprechend Abbildung 55 beeinflusst die Materialeinbringung über den Heißdraht unmittelbar die mikrostrukturellen Eigenschaften des Schichtsystems. Festzuhalten ist der ansteigende Anteil an primärem Vanadiumkarbid *VC* (1), wobei auch eine Zunahme der Karbidgröße zu erkennen ist. Im Gegenzug hat der in Form von primärem *VC* gebundene *V*- und *C*-Anteil eine Verringerung des eutektischem *VC*-Anteils (2) zur Folge, welcher aus der Erstarrung der Restschmelze herrührt. Insgesamt kann durch die Zuführung von Heißdraht eine Erhöhung des *VC*-Anteils von ca. 6 A-% auf 16 A-% erzielt

werden. Berücksichtigt wird dabei sowohl der primäre als auch eutektische *VC*-Anteil. Ebenso ist festzuhalten, dass der Anteil an chromreichen, eutektischen Mischkarbiden (3) auch ansteigt. Hervorzuheben ist die im Vergleich zum *MSG*-Ausgangsgefüge zunehmend feinere Erstarrungsstruktur des Schweißgutes.

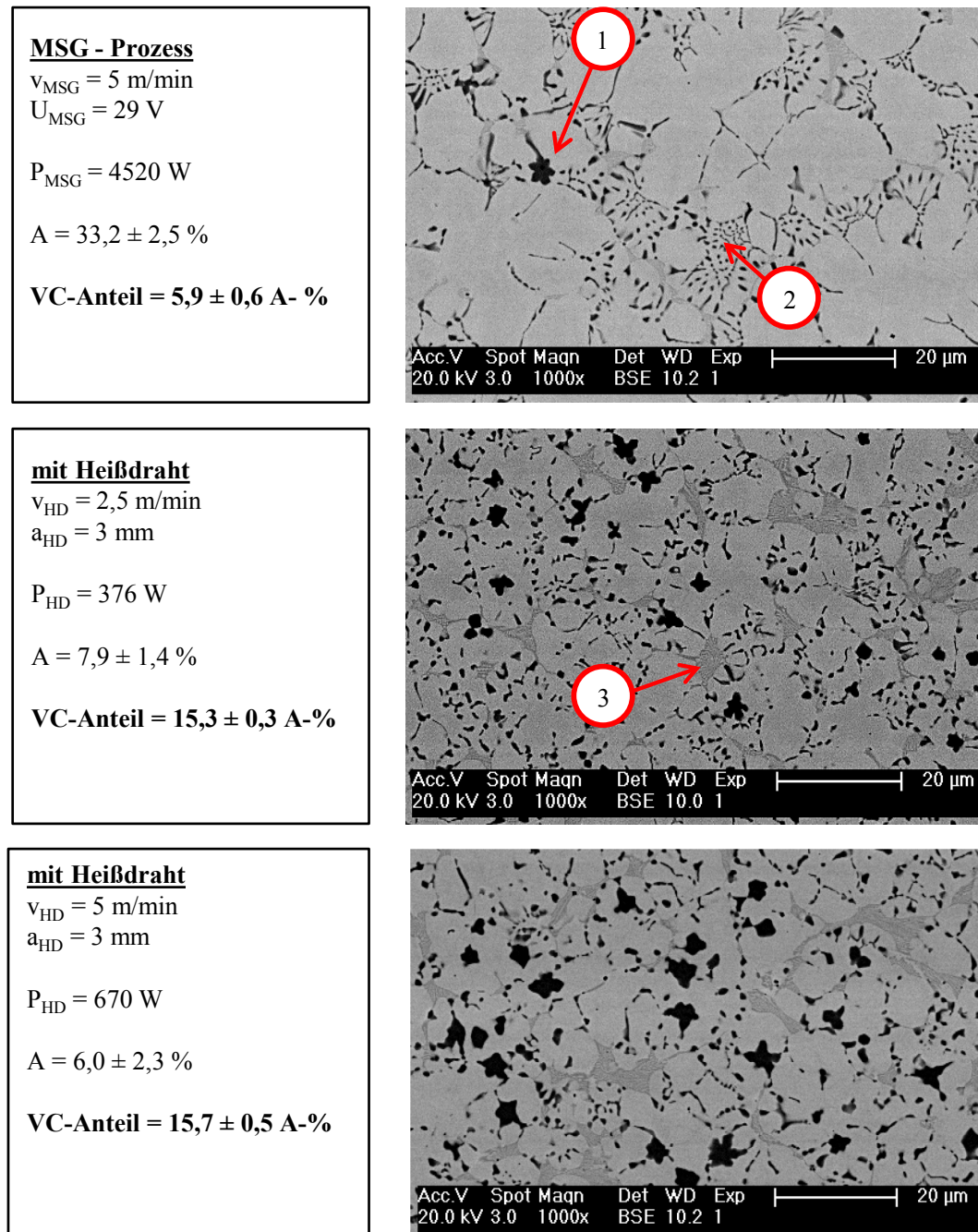


Abbildung 55: Einfluss des zusätzlichen Heißdrahtes auf die Mikrostruktur der Legierung *FeV12*. Ausgehend vom konventionellen *MSG*-Prozess nimmt der prozentuale Flächentanteil an primärem (1) und eutektischem (2) Vanadiumkarbid (*VC*-Anteil) sowie an *Cr*-reichen, eutektischen Mischkarbiden (3) zu.

Aus den vorangegangenen Untersuchungen ist anzunehmen, dass die Zunahme des Karbidanteils mit dem abnehmenden Aufschmelzgrad zu begründen ist, wodurch der pro-

zentuale Anteil an karbidbildenden Elementen in der Schmelze zunimmt. Abbildung 56 veranschaulicht dies am sich einstellenden V -Anteil über die Schweißnahthöhe, bezogen auf die Elemente Fe , Cr und V . Ausgehend von ca. 6,7 Gew.-% (MSG -Prozess) nimmt der V -Anteil auf bis zu ca. 10,4 Gew.-% zu.

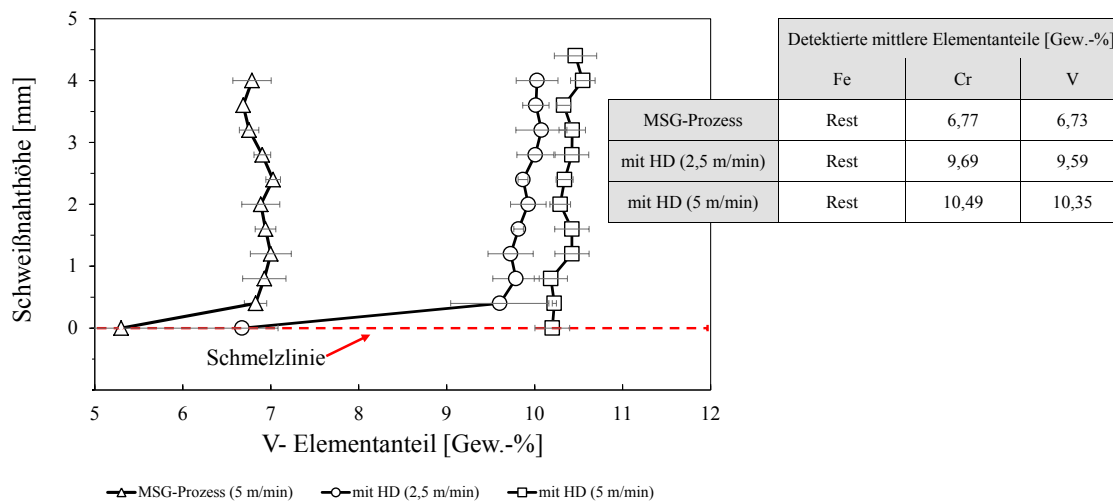


Abbildung 56: Wirkung eines zusätzlichen Heißdrahtes auf die chemische Zusammensetzung (Fe , Cr , V) einer einlagigen $FeV12$ -Auftragschweißung (Untersuchung erfolgte mittels RFA -Analyse).

Vergleichende Untersuchungen zwischen einer einlagigen MSG - HD - und einer dreilagigen MSG -Auftragschweißung verdeutlichen allerdings, dass die Zunahme des VC -Primärkarbidanteils und die beobachteten Kornfeinungseffekte nicht ausschließlich auf eine veränderte Elementkonzentration zurückzuführen sind. Trotz vergleichbarer V -Anteile von ca. 10,5 Gew.-% unterscheidet sich die Mikrostruktur deutlich voneinander. Dies betrifft sowohl den primären VC -Hartphasenanteil (1) als auch die feinere Erstarrungsstruktur der MSG - HD -Schweißung (s. Abbildung 57).

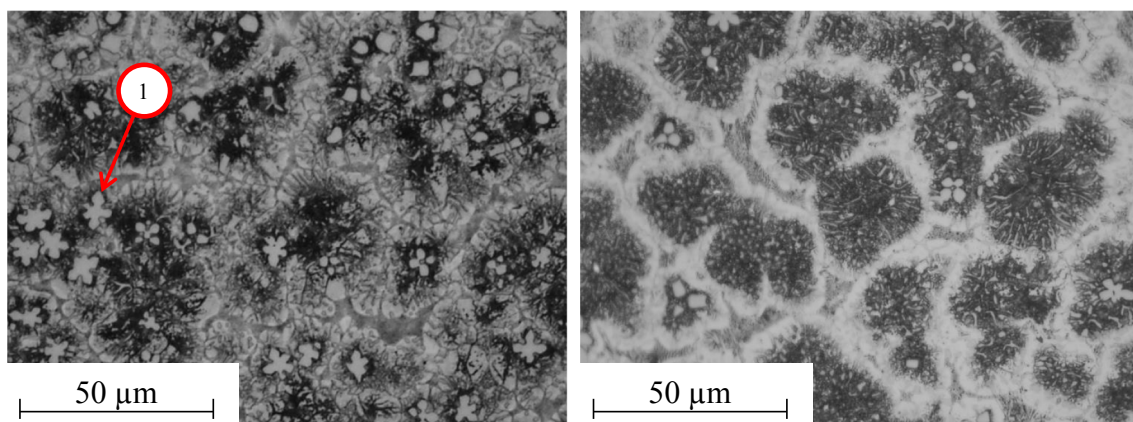


Abbildung 57: Vergleich der Mikrostruktur zwischen einer einlagigen MSG - HD -Auftragschweißung ($v_{MSG}=5$ m/min, $v_{HD}=5$ m/min, links) und einer dreilagigen MSG -Schweißung ($v_{MSG}=5$ m/min, rechts).

Es ist anzunehmen, dass die lichtbogenlose Zuführung der Legierungselemente über den Heißdraht und die verringerten Schmelzbadtemperaturen einem Auflösen von Füllstoffen entgegenwirken. Hierfür sprechen auf der Schmelze treibende Elementrückstände, welche ausschließlich beim *MSG-HD*-Verfahren auftreten und für alle untersuchten Werkstoffe beobachtet wurden (vgl. Abbildung 42). Es ist anzunehmen, dass diese als Fremd- bzw. Impfkern wirken, wodurch Bedingungen für eine heterogene Keimbildung begünstigt werden. Die Anzahl an stabilen bzw. wachstumsfähigen Keimen nimmt aus energetischen Gründen zu, was zum einen mit einer höheren *VC*-Ausscheidungsichte einhergeht. Zum anderen ergibt sich hieraus eine feinere Erstarrungsstruktur. Vergleichbare Untersuchungsergebnisse beschrieben *Tsuyama et al.* [TSU14-1] für das *MSG-HD*-Verbindungsschweißen von unlegiertem Stahl.

Die zuvor angedeutete Größenzunahme primärer *VC*-Karbide wird in Abbildung 58 bestätigt. Hierbei zeigen rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen, dass die größeren Karbide beim *MSG-HD*-Prozess aus dem sternförmigen Zusammenwachsen einzelner primärer *VC*, mit einem Durchmesser von ca. $4\ \mu\text{m}$, resultieren. Zu begründen ist dies mit der Zunahme der Schmelzbadlänge L_S (vgl. Abbildung 42), wodurch die notwendigen Diffusionsprozesse verlängert werden.

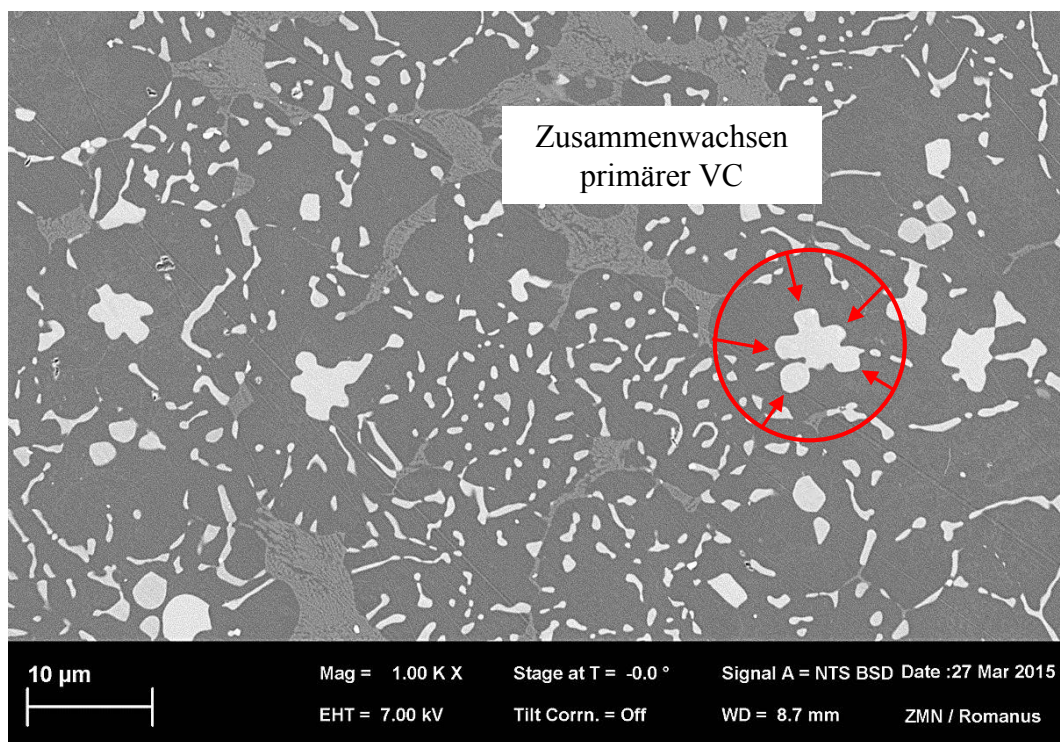


Abbildung 58: Bildung vermehrt sternförmiger, primärer Vanadiumkarbide beim *MSG-HD*-Prozess durch Zusammenwachsen einzelnen *VC*-Ausscheidungen ($v_{MSG} = 5\ \text{m/min}$, $v_{HD} = 5\ \text{m/min}$).

Es ist somit festzuhalten, dass die beobachteten mikrostrukturellen Effekte nicht nur auf einer Verringerung des Aufschmelzgrades, sondern auch auf einem gezielten Eingriff in das T - t -Régime des Schmelzbades zurückzuführen sind.

5.2.4 Fazit

Zusammenfassend ergeben sich somit folgende Teilergebnisse und Schlussfolgerungen:

- In Abhängigkeit des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} wird beim MSG - HD -Verfahren eine von der Abschmelzleistung unabhängige Einstellung von Aufschmelzgrad und Nahtanbindungswinkel ermöglicht.
- Mit zunehmendem Heißdrahtanteil wird der Aufschmelzgrad reduziert. Dies kann anhand der Abnahme der massebezogenen Streckenenergie E_M nachvollzogen werden. Dieser Kennwert dient zur Abschätzung der Energieeinbringung beim MSG - HD -Verfahren und erlaubt eine indirekte Aussage zur Temperaturführung.
- Mit dem MSG - HD -Verfahren ist es möglich, unabhängig von der Abschmelzleistung, eine primärkarbidische Erstarrung in der ersten Schweißlage umzusetzen. Bei $FeCrC$ -Hartlegierungen hängt dabei der primäre M_7C_3 -Karbidgehalt vom Aufschmelzgrad ab, wobei Anteile von bis zu 16 A-% bei einer Abschmelzleistung von ca. 9 kg/h erzielt werden können.
- Das veränderte T - t -Régime beeinflusst zusätzlich die Erstarrungsstruktur und den Hartphasenanteil des Legierungssystems. Es ist anzunehmen, dass dies maßgeblich auf heterogene Keimbildungseffekte zurückzuführen ist.

5.3 Metallurgische Betrachtungen zu Ni-WSC-MMC

Im Gegensatz zum Legierungssystem $FeCr(V)C$, bei dem sich arteigene Hartphasen aus der Schmelze ausscheiden, handelt es sich bei $Ni-WSC$ um ein Metall-Matrix-Komposit (MMC) mit artfremden Wolframschmelzkarbiden. Wie im Stand der Technik beschrieben hängen die beim MSG -Auftragschweißen auftretenden WSC -Verluste von der Prozessführung ab, wobei thermisch bedingte Zersetzungsprozesse und Overspray angeführt werden. Bislang erfolgten keine quantifizierbaren Untersuchungen der dabei auftretenden Vorgänge. Es müssen somit zunächst grundlegende Betrachtungen zum MSG -Prozess vorgenommen werden, um eine Bewertung der WSC -Einbringung und Zersetzung beim $MSG-HD$ -Verfahren zu ermöglichen.

5.3.1 Charakterisierung des Schweißzusatzwerkstoffes

Um die WSC -Zersetzung beim MSG -Auftragschweißen bewerten zu können, ist zunächst die Charakterisierung der Mikrostruktur des verwendeten Schweißzusatzwerkstoffes erforderlich. Entsprechend Abbildung 59 werden die auftretenden Ausscheidungen, welche als Folge des Zersetzungsprozesses entstehen, vom Aufschmelzgrad A und somit von der Fe -Anreicherung im Schmelzbad beeinflusst.

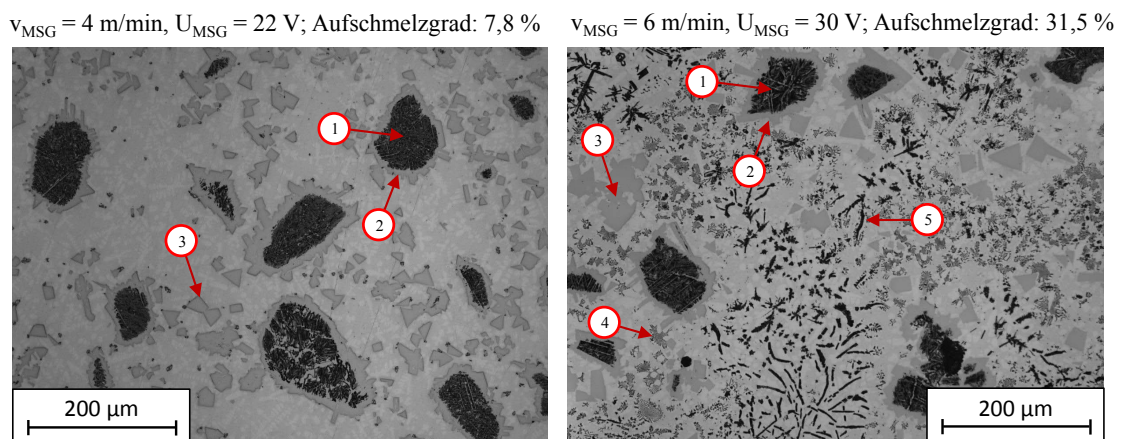
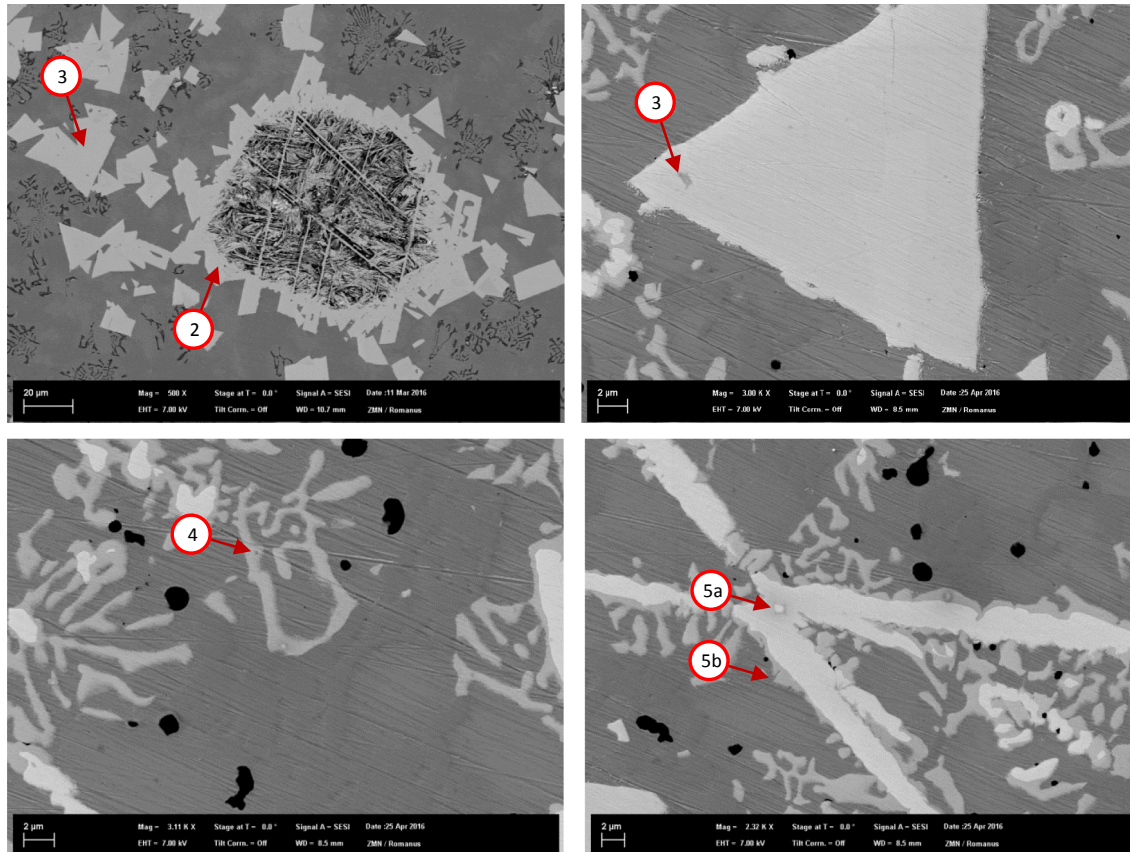


Abbildung 59: Repräsentative Darstellung der auftretenden Ausscheidungen und Zersetzungsprodukte als Folge der WSC -Zersetzung. Die Charakteristik und Vielzahl der festgestellten Ausscheidungen ist von der Höhe des Aufschmelzgrades A abhängig.

Gemäß dem Stand der Technik gehen geringe Aufschmelzgrade (s. Abbildung 59-links) mit der Ausscheidung von Monowolframkarbiden WC (3) mit einem Durchmesser von ca. $20 \mu m$ einher. Zudem kommt es zur Bildung eines WC -Zersetzungssaums (2) zwischen der Phasengrenze der verbliebenen WSC (1) und der Matrix. Hohe Aufschmelzgra-

de (s. Abbildung 59-rechts) begünstigen die Ausscheidung weiterer Zersetzungsprodukte (4) und (5), welche mit Hilfe der Literatur nicht eindeutig zugeordnet werden konnten. Aus diesem Grunde erfolgten rasterelektronenmikroskopische und mikroanalytische Untersuchungen, welche in Abbildung 60 zusammengefasst sind.



Detektierte Elementanteile [At.-%] in den Messpositionen					
	2	3	4	5a	5b
C	31,94	33,14	5,25	25,96	4,71
O	--	1,66	2,44	1,62	2,77
Fe	1,84	3,2	24,98	3,58	23,25
Ni	0,42	0,75	23,72	0,78	22,87
W	60,9	60,98	43,6	68,06	46,4
Si	4,93	--	--	--	--

Bezeichnung	WC Zersetzungssaum	WC Ausscheidung	WNiFe reiche Phase	„WC-WNiFe“ Morphologie
-------------	-----------------------	--------------------	-----------------------	------------------------

Abbildung 60: EDS-Analyse und Zuordnung der im untersuchten Ni-WSC-System auftretenden Ausscheidungen (MSG-Prozessparameter: $v_{MSG} = 6 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 30 \text{ V}$, $v_s = 360 \text{ mm/min}$).

Die dargestellten Ergebnisse beinhalten ebenso den WC-Zersetzungssaum (2) und WC-Ausscheidungen (3) in der Matrix, wobei die Elementanalyse auf Ausscheidungen des Typs W_2C hindeutet. Dies ist jedoch kritisch zu hinterfragen, da die quantitative Bestimmung des C-Anteils mittels EDS nur bedingt möglich ist (s. Abbildung 60-unten). Ergän-

zende röntgendiffraktometrische Untersuchungen an Ausscheidungen vom Typ (3) weisen diese schließlich eindeutig als *WC* aus (s. Abbildung 61). Folglich können die Messpositionen mit vergleichbaren Elementanteilen (2, 3 und 5a) Monowolframkarbid *WC* zugewiesen werden (vgl. Abbildung 60 und 61).

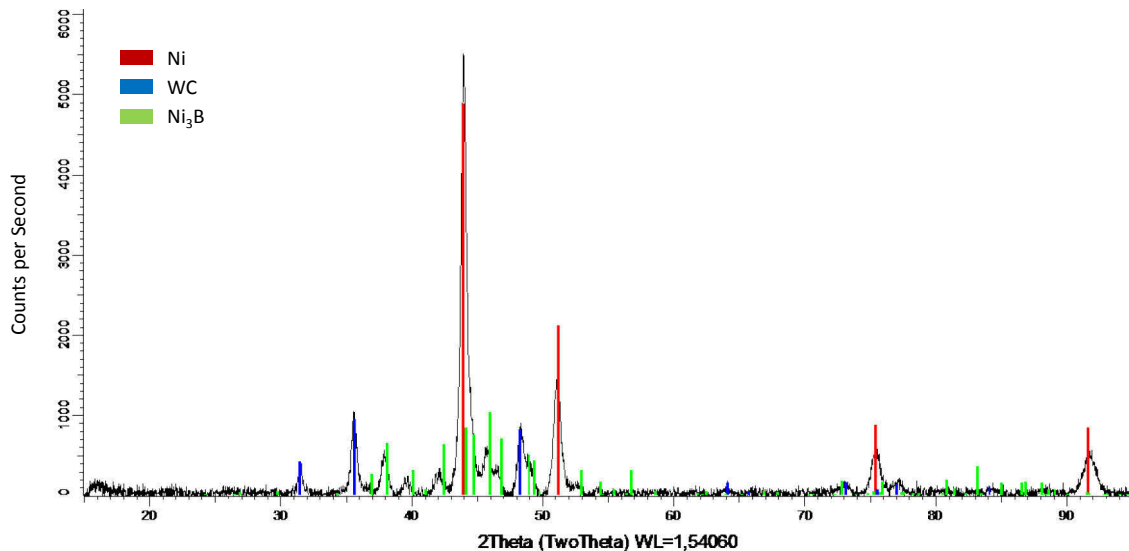


Abbildung 61: Ergebnis der röntgendiffraktometrischen Untersuchung einer *NiBSi*-Legierung mit *WC*-Ausscheidungen (3), (vgl. Abbildung 59 und 60).

Die bei hohen Aufschmelzgraden entstehenden Ausscheidungen (4) sind aufgrund des vernachlässigbaren *C*-Anteils von ca. 5 *At.-%* keine Karbide. Hingegen handelt es sich um eine *W*-, *Ni*- und *Fe*-reiche Phase (*WNiFe*-reiche Phase) mit eutektischen Erstarrungsmerkmalen (s. Abbildung 60).

Die nadelförmigen Ausscheidungen (5) erweisen sich im *REM* als eine zweiphasige Morphologie, bestehend aus *WC* (5a) und der eutektisch erstarrenden *WNiFe*-reichen Phase (4 bzw. 5b). Aus der Erstarrungsstruktur wird ersichtlich, dass die primären *WC*-Ausscheidungen (5a) als Keimbildner für die sich nachträglich ausscheidende *WNiFe*-reiche Phase fungieren. Im Folgenden wird die beschriebene Erstarrungsstruktur deshalb als „*WC-WNiFe*“ Komplexphase bzw. Morphologie bezeichnet. *Fe*-reiche η -Karbide, wie sie unter anderem von *Vespa et al.* [VES12] bei hohen Aufschmelzgraden festgestellt wurden, konnten nicht nachgewiesen werden.

Bor wurde bei den vorgenommenen *EDS*-Analysen aufgrund der eingeschränkten Nachweisbarkeit nicht berücksichtigt. Es ist demnach nicht auszuschließen, dass es sich bei der *Fe*-reichen Phase *WNiFe* (4 und 5b) um Boride handelt. Für die Darstellung der prozessspezifischen *WSC*-Verluste ist dies jedoch zweitrangig und wurde demzufolge nicht weiterführend untersucht.

5.3.2 WSC-Verluste beim MSG-Auftragschweißen

Im Folgenden wird auf die beim MSG-Prozess auftretenden *WSC*-Verluste eingegangen:

- thermisch induzierte *WSC*-Zersetzung im Lichtbogen
- thermisch induzierte *WSC*-Zersetzung in der Schmelze
- mechanische *WSC*-Verluste durch Overspray

Einfluss des Werkstoffübergangs auf die *WSC*-Zersetzung

Die Art des Werkstoffübergangs wirkt sich unmittelbar auf die thermische Beanspruchung von *WSC* und deren Zersetzung aus. Verdeutlicht wird dies durch vergleichende *HG*-Aufnahmen zwischen Kurzlichtbogen und Globulartransfer (s. Abbildung 62). Im Kurzlichtbogen brennt der Lichtbogen ausschließlich nach dem Aufreißen der Kurzschlussbrücke. Somit erfolgt die Wechselwirkung zwischen Lichtbogen und *WSC* diskontinuierlich (s. Abbildung 62-links). Beim Globulartransfer sind die *WSC* aufgrund des längeren und dauerhaft brennenden Lichtbogens einer kontinuierlichen thermischen Beanspruchung ausgesetzt (Abbildung 62-rechts). Weiterhin muss der beim Globulartransfer vorherrschende, grobtropfige Werkstoffübergang berücksichtigt werden. Aufgrund der längeren Tropfenbildungszeit (im Vergleich zum Kurzlichtbogen) sind die im Tropfen eingebetteten *WSC* einer längeren thermischen Beanspruchung ausgesetzt.

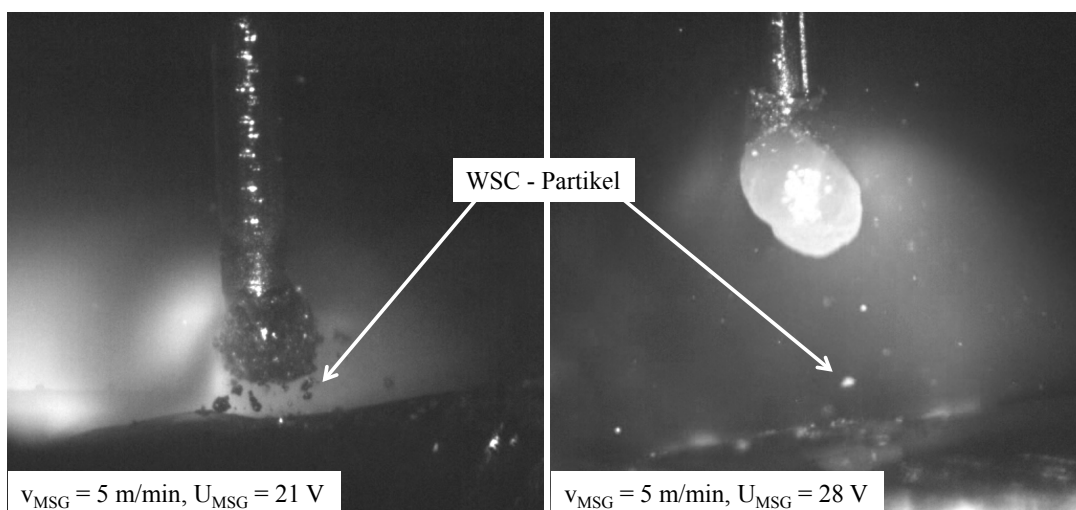


Abbildung 62: Werkstoffübergang eines Ni-*WSC*-Fülldrahtes ($\varnothing 1,2 \text{ mm}$) im Kurzlichtbogen unmittelbar nach der Kurzschlussphase (links) und im Globulartransfer (rechts).

Die unterschiedlichen Lichtbogenarten beeinflussen somit den Grad der *WSC*-Zersetzung. Dies konnte entsprechend Abbildung 63 und 64 mit Hilfe vergleichender metallographischer Untersuchungen nachvollzogen werden. Die Längsschliffe von Draht-

ende und beginnender Tropfenbildung verdeutlichen hierbei, dass es bereits im Kurzlichtbogen zu einer thermisch bedingten *WSC*-Auflösung kommt. Dies wird durch die Entstehung des typischen *WSC*-Zersetzungssaums und die Ausscheidung vereinzelter Monowolframkarbide *WC* aufgezeigt.

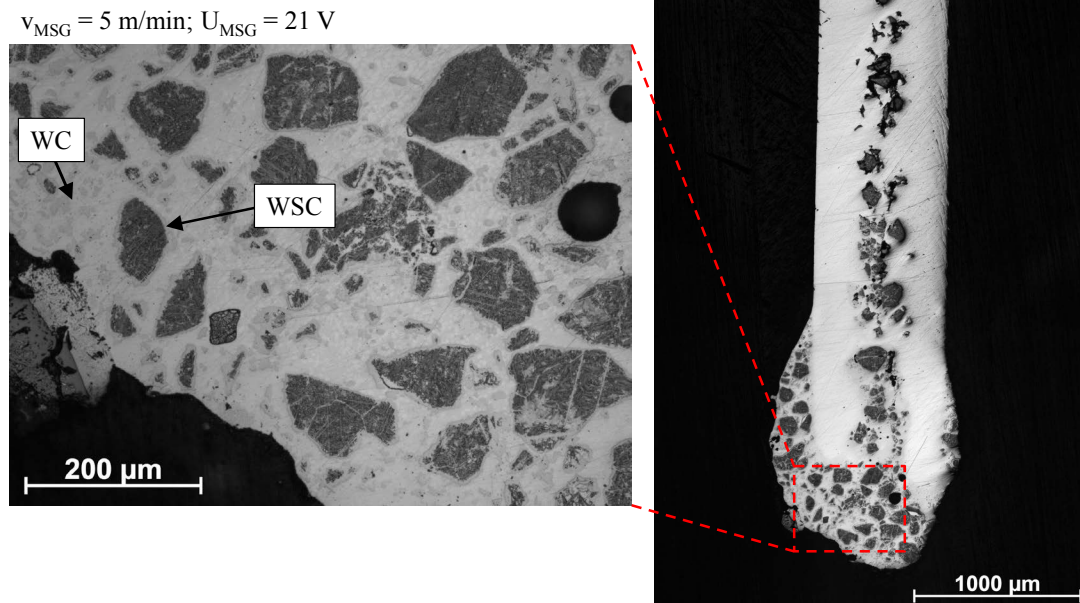


Abbildung 63: Schliffbild einer beginnenden Tropfenbildung im Kurzschluss mit darin eingelagerten *WSC*. *WC*-Zersetzungssaum und *WC*-Ausscheidungen weisen auf eine beginnende *WSC*-Auflösung hin.

Der deutlich höhere Anteil an Monowolframkarbid *WC* beim Globulartransfer (s. Abbildung 64) ist auf die längere Verweilzeit der *WSC* im sich bildenden Tropfen und die höheren Prozessleistungen zurückzuführen. Folglich nimmt die *WSC*-Zersetzung zu.

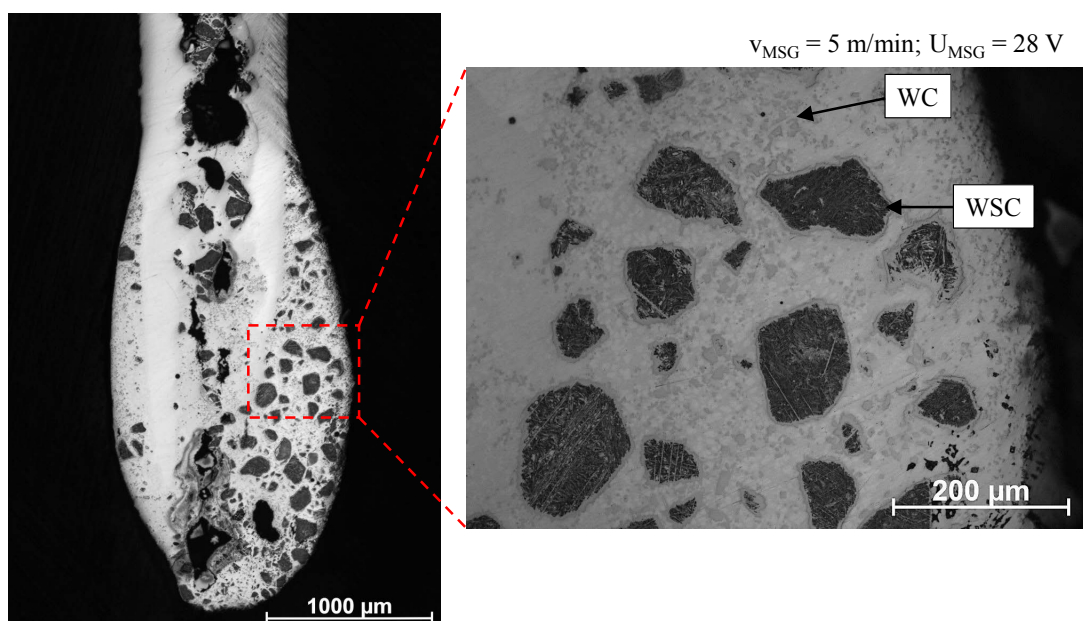


Abbildung 64: Schliffbild einer beginnenden Tropfenbildung im Globulartransfer mit darin eingelagerten *WSC*. Im Vergleich zum Kurzlichtbogen fällt der Anteil des Zersetzungsproduktes *WC* höher aus.

Letztendlich beeinflussen die Lichtbogeneigenschaften nicht nur das Zersetzungsverhalten der *WSC*, sondern auch die Schmelzbadeigenschaften und den Aufschmelzgrad der Auftragschweißung. Hieraus ergeben sich weitere Einflussfaktoren auf die Hartphasencharakteristik, welche es zu untersuchen gilt.

Einfluss der Prozessparameter auf Aufschmelzgrad und *WSC*-Anteil

Die Untersuchungen zum Einfluss der *MSG*-Prozessparameter auf die *WSC*-Auflösung erfolgten gemäß Tabelle 7. Die Variation des Drahtvorschubs v_{MSG} ging mit einer Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit v_s einher, wodurch für alle *MSG*-Prozessparameter eine vergleichbare Auftragmasse gewährleistet werden konnte (vgl. Kapitel 4.6). In Abhängigkeit der untersuchten Prozessparameter ergeben sich daraus folgende Prozessleistungen P_{MSG} und Streckenenergien E (s. Abbildung 65).

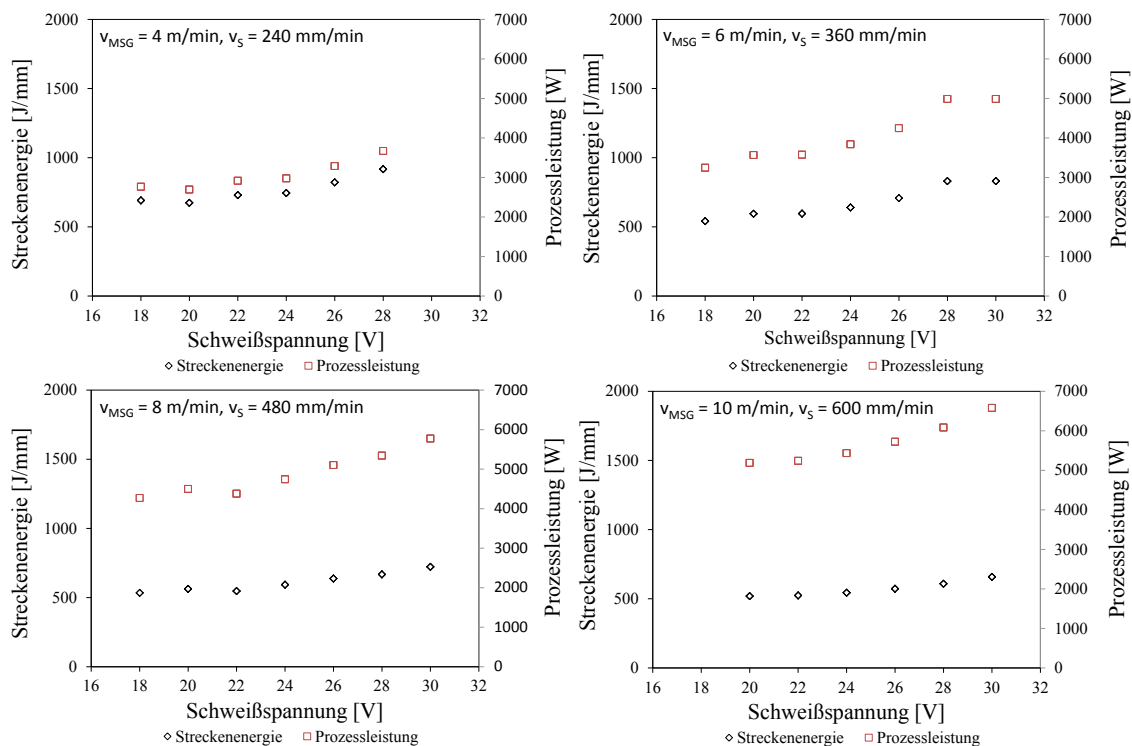


Abbildung 65: Ermittelte Streckenenergien und Prozessleistungen in Abhängigkeit der in Tabelle 7 aufgeführten Prozessparameter zum *MSG*-Auftragschweißen von *Ni-WSC*-Fülldraht.

Neben den energetischen Größen wird durch die Erhöhung der Schweißspannung die Kurzschlussfrequenz beeinflusst bzw. verringert (s. Abbildung 66). Die damit einhergehende Veränderung des Werkstoffübergangs vom Kurzlichtbogen hin zum kurzschlussarmen Globulartransfer erfolgt kontinuierlich, wobei zur Kennzeichnung des Übergangs eine Frequenz von 5 *Hz* festgelegt wurde. Die Übergangsspannung nimmt mit zunehmendem Drahtvorschub v_{MSG} zu und liegt zwischen 26 und 30 *V*.

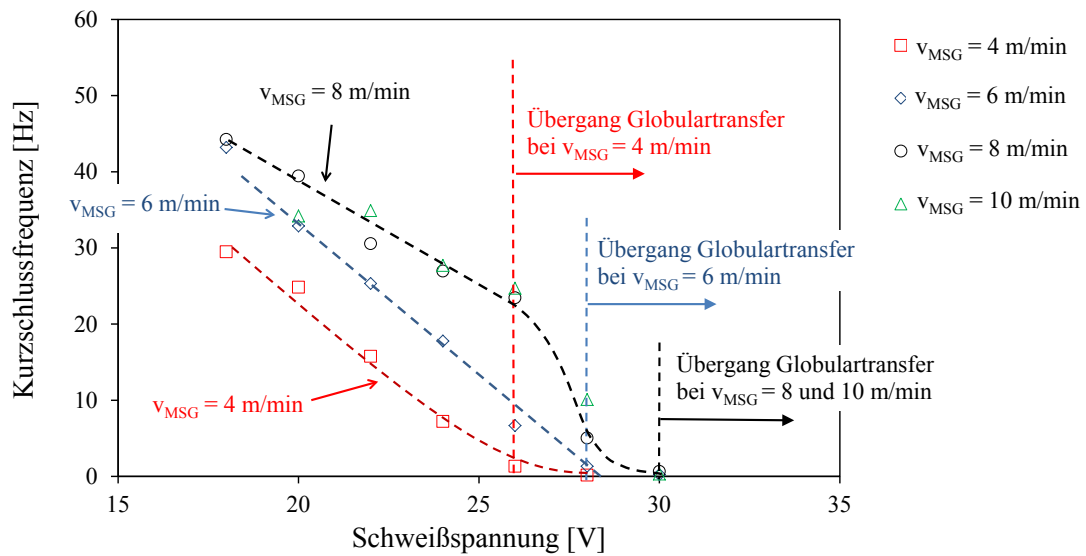
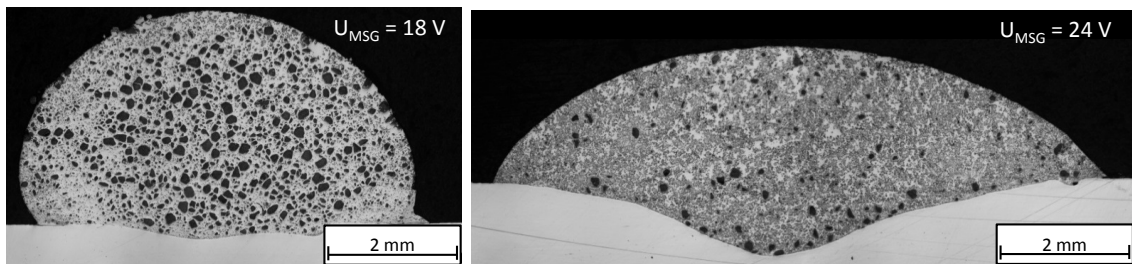


Abbildung 66: Einfluss der Schweißspannung U_{MSG} auf die Kurzschlussfrequenz für unterschiedliche Drahtvorschübe v_{MSG} . Der Übergang vom Kurzlichtbogen hin zum Globulartransfer erfolgt kontinuierlich.

Abbildung 67 veranschaulicht repräsentativ den Einfluss der Prozessparameter auf die *WSC*-Charakteristik. Dabei geht ein Anstieg des Drahtvorschubs v_{MSG} und der Schweißspannung U_{MSG} mit einer Erhöhung des Aufschmelzgrades und einer Verringerung des *WSC*-Anteils einher. Weiterführend tendieren die in der Auftragschweißung verbliebenen *WSC* zum schwerkraftbedingten Seigern.

$v_{MSG} = 4 \text{ m/min}$, $v_s = 240 \text{ mm/min}$



$v_{MSG} = 8 \text{ m/min}$, $v_s = 480 \text{ mm/min}$

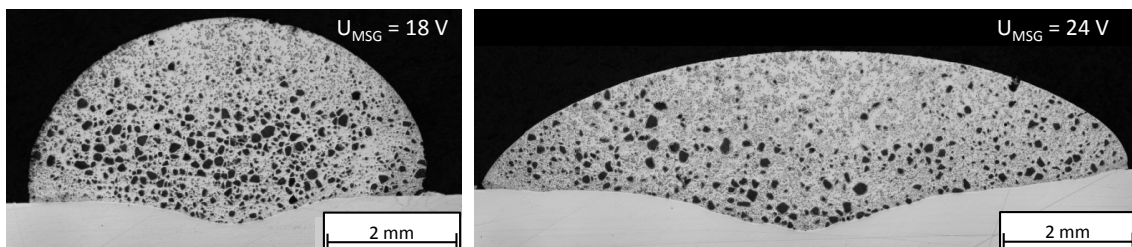


Abbildung 67: Einfluss der Prozessparameter auf die *WSC*-Charakteristik von *Ni-WSC-MMC*. Die Prozessparameter sind Tabelle 7 zu entnehmen.

Betrachtet man alle untersuchten Prozessparameter wird ersichtlich, dass die Einstellung maximaler *WSC*-Anteile von ca. 20 A-% auf einen geringen Drahtvorschub v_{MSG} von

4 m/min im Kurzlichtbogen ($U_{MSG} = 18$ bis 20 V) begrenzt ist (s. Abbildung 68). Eine Erhöhung der Schweißspannung U_{MSG} bis 28 V geht schließlich mit einer spontanen Abnahme des WSC-Anteils auf 2 A-% einher. Auffällig ist die unmittelbare Korrelation mit dem Verlauf des Aufschmelzgrades A , welcher im Gegenzug spontan von ca. 5 auf 30 % zunimmt.

Diese Beobachtung ist auf die anderweitigen Drahtvorschübe v_{MSG} übertragbar, wobei durchweg bei einer Schweißspannung von 24 V eine sprunghafte Veränderung des WSC-Anteils und Aufschmelzgrades erkennbar ist (s. Abbildung 68). Hervorzuheben ist dieser Effekt insbesondere für kleine Drahtvorschübe v_{MSG} von 4 und 6 m/min. Mit zunehmendem v_{MSG} und v_s nimmt dieser jedoch ab.

Der beschriebene Einfluss von U_{MSG} auf Aufschmelzgrad und WSC-Anteil ist anhand der Prozessleistungen bzw. Streckenenergien nicht nachvollziehbar (vgl. Abbildung 65). Ebenso kann die Veränderung des Werkstoffübergangs vom Kurzlichtbogen hin zum Globulartransfer nicht unmittelbar als Ursache gesehen werden (vgl. Abbildung 66).

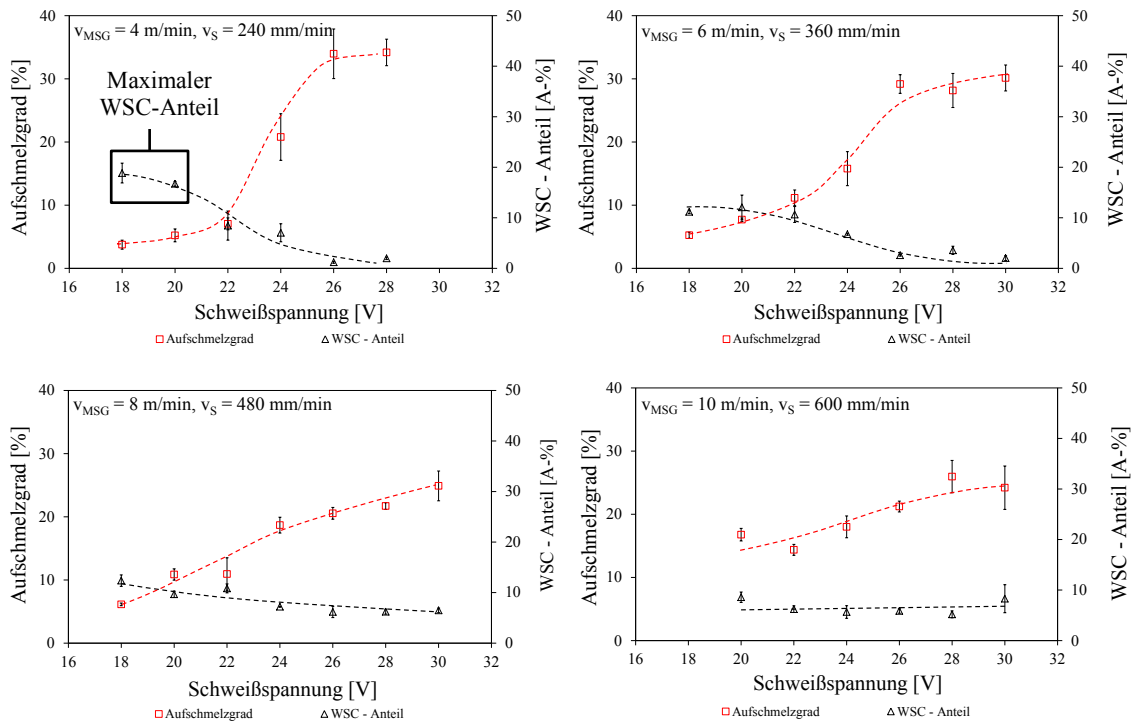


Abbildung 68: Verlauf des Aufschmelzgrades und WSC-Anteils in Abhängigkeit der Schweißspannung U_{MSG} für unterschiedliche Drahtvorschübe v_{MSG} . Zwischen Aufschmelzgrad und WSC-Anteil besteht eine unmittelbare Abhängigkeit.

Eindeutig ist hingegen ein Zusammenhang zwischen dem Hartphasenanteil und dem Aufschmelzgrad (s. Abbildung 69-oben). Dabei wird durch die Zusammenführung der in Abbildung 68 dargestellten Ergebnisse ersichtlich, dass der WSC-Anteil mit zunehmendem

dem Aufschmelzgrad stetig abnimmt. Gleiches gilt unter Einbezug des Zersetzungsproduktes *WC*. Berücksichtigt man, dass der *Fe*-Anteil in der Schmelze mit ansteigendem Aufschmelzgrad kontinuierlich zunimmt (s. Abbildung 69-unten), deutet dies darauf hin, dass die Anreicherung der Schmelze mit *Fe* die Auflösung von *WSC* fördert. Zudem begünstigt der ansteigende *Fe*-Anteil die Bildung der Komplexphase „*WC-WNiFe*“ anstatt des Monowolframkarbids *WC* (vgl. Abbildung 59 und 60). Die Komplexphase „*WC-WNiFe*“ liegt ab einem Aufschmelzgrad *A* von ca. 20 % gleichmäßig verteilt in der *NiBSi*-Matrix vor.

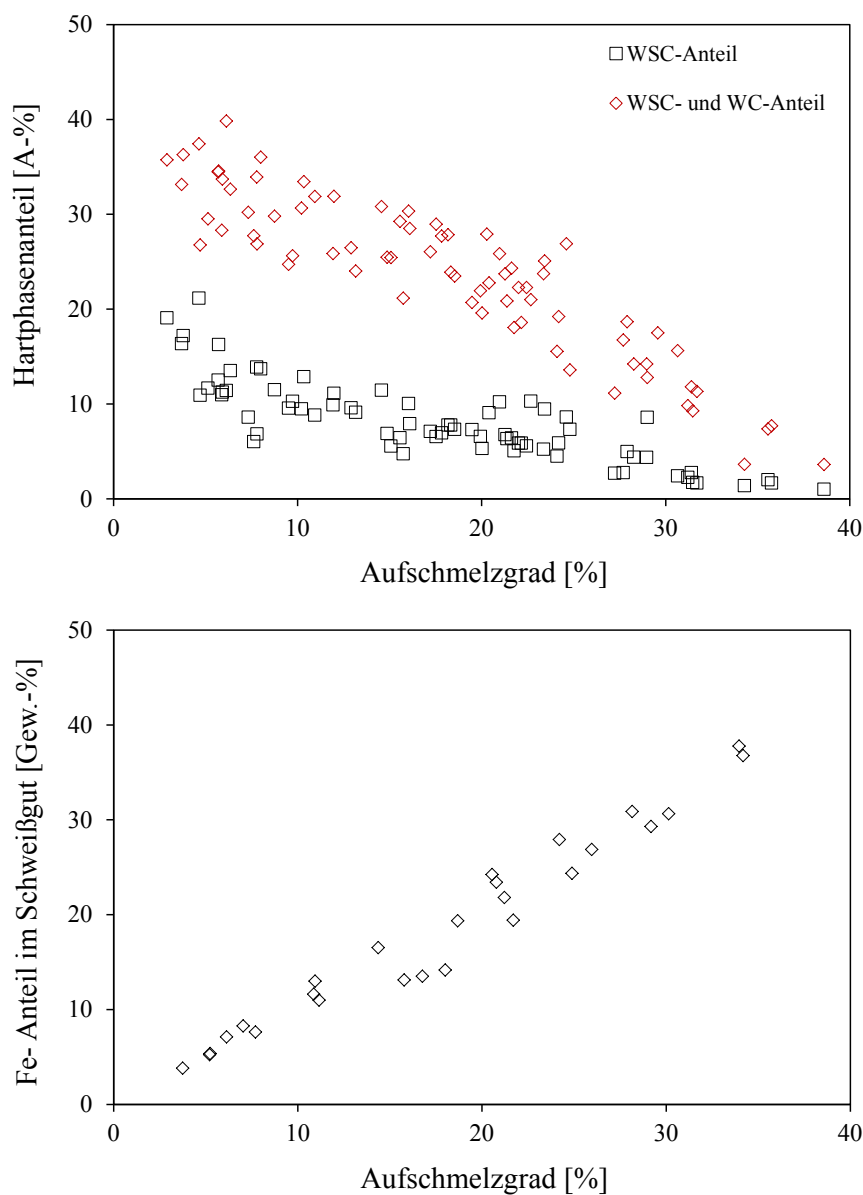


Abbildung 69: Zusammenhang zwischen dem Hartphasenanteil und dem Aufschmelzgrad *A* (oben) sowie dem *Fe*-Anteil (ermittelt durch *RFA*-Analyse von *Fe*, *Ni* bzw. *W*) und dem Aufschmelzgrad (unten).

Der Zusammenhang zwischen *WSC*-Anteil und Aufschmelzgrad ist jedoch nicht ausschließlich auf Zersetzungserscheinungen zurückzuführen. Ebenso müssen Verluste durch Overspray in die Betrachtung mit einfließen. Hierauf wird wie folgt eingegangen.

Auswirkungen von Overspray auf die *WSC*-Einbringung

Als Ursache für geringe *WSC*-Anteile sind neben thermisch bedingten Zersetzungsprozessen auch mechanische Verluste durch Overspray nicht zu vernachlässigen. Rußfarbene Beläge auf und neben der Auftragschweißung deuten darauf hin (s. Abbildung 70). Subjektiv gesehen erscheinen die Beläge auf der Schweißnahtoberfläche mit zunehmender Schweißspannung U_{MSG} ausgeprägter. Um die Größenordnung der beim Schweißen auftretenden Belagsrückstände zu charakterisieren, wurden diese nach jedem Versuch entfernt und gewogen. Insgesamt beträgt das Gewicht ca. 60 g bezogen auf ca. 2 kg geschweißtem Fülldraht, was einem Materialverlust durch Overspray von ca. 3 % entspricht.

$$v_{MSG} = 6 \text{ m/min}, U_{MSG} = 20 \text{ V}, v_S = 360 \text{ mm/min}$$

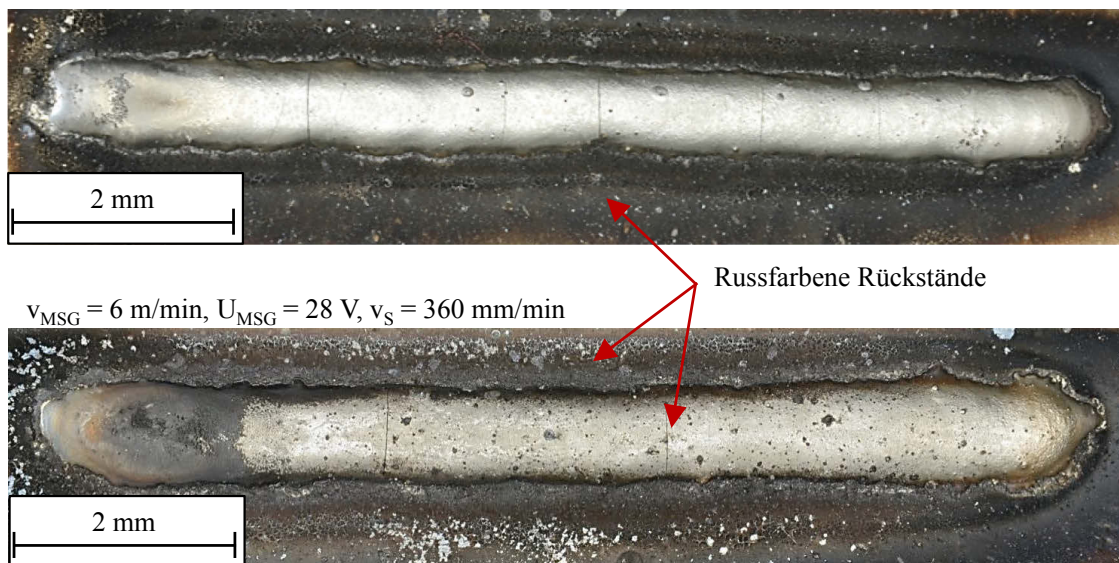


Abbildung 70: Rußfarbene Beläge auf und neben der Auftragschweißung deuten auf Verluste durch Overspray beim *MSG*-Auftragschweißen hin.

Die Quantifizierung der Oversprayverluste in Abhängigkeit der Prozessparameter erfolgte über *RFA*-Messungen der Elemente *W* und *Ni* (vgl. Kapitel 4.4.3). Diese Messmethode berücksichtigt sowohl das in Form von Karbid gebundene als auch das in der Matrix elementar gelöste Wolfram, wodurch eine Aussage zur Menge an tatsächlich in die Schweißung eingebrachtem *WSC* ermöglicht wird, unabhängig von nachträglichen Zersetzungs- und Auflösungsprozessen. *Fe* wurde in diesem Fall nicht berücksichtigt, da hierdurch das Ergebnis durch den vorherrschenden Aufschmelzgrad verfälscht wird.

Es ist festzustellen, dass der W -Anteil in Abhängigkeit der Schweißspannung U_{MSG} schwankt bzw. variiert (s. Abbildung 71). Somit ist von einer ungleichmäßigen WSC -Einbringung bei variierenden Prozessparametern auszugehen. Unter Berücksichtigung aller Drahtvorschübe v_{MSG} sind die höchsten W -Anteile und somit geringsten Oversprayverluste tendenziell im Kurzlichtbogen ($U_{MSG} = 18$ bis 20 V) festzustellen.

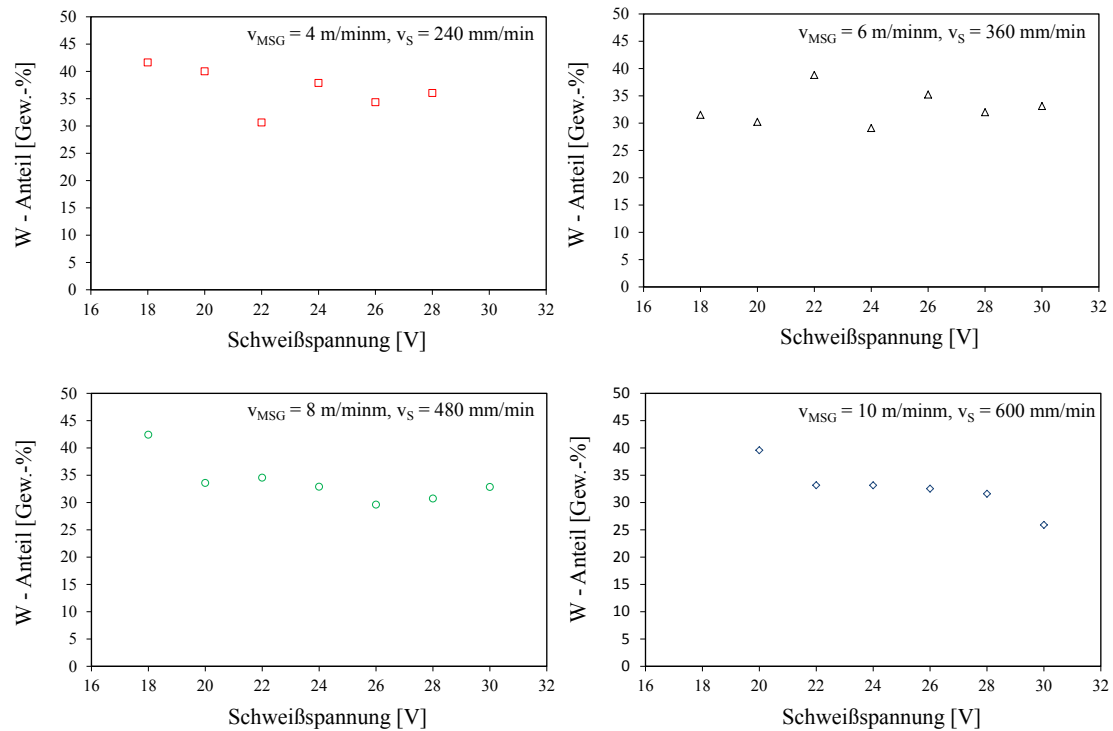


Abbildung 71: Einfluss der Schweißspannung auf den mittels *RFA*-Analyse detektierten mittleren W -Anteil, bezogen auf die Elemente Ni und W für unterschiedliche Drahtvorschübe v_{MSG} .

Zusammenfassend ist für den *MSG*-Prozess somit festzuhalten, dass maximale WSC -Anteile von 20 A-% auf ein enges Prozessfenster im Kurzlichtbogen ($v_{MSG} = 4$ m/min, $U_{MSG} = 18$ bis 20 V) und geringen Abschmelzleistungen von ca. $2,4$ kg/h begrenzt sind (vgl. Abbildung 68). Als Ursache für die auftretenden WSC -Verluste sind nicht ausschließlich thermisch bedingte Zersetzungsprozesse im Lichtbogen und Schmelzbad zu nennen. Ferner verdeutlichen die Ergebnisse, dass Verluste durch Overspray einen nicht zu vernachlässigenden Einfluss auf die Hartphaseneinbringung und den WSC -Anteil ausüben. Folglich ermöglicht die Betrachtung des WSC -Anteils keine quantitative Aussage zur WSC -Zersetzung. Hierauf wird detailliert in Kapitel 5.3.4 eingegangen.

5.3.3 Einfluss eines zusätzlichen Heißdrahtes auf die WSC-Charakteristik

Im Folgenden gilt es den Einfluss eines zusätzlichen Heißdrahteinsatzes auf den *WSC*-Anteil, die *WSC*-Verteilung und die *WSC*-Einbringung zu untersuchen. Die Experimente erfolgten durchweg mit einem Fülldrahtdurchmesser von 1,2 mm, wobei Abschmelzleistungen von bis zu ca. 12 kg/h berücksichtigt wurden (vgl. Tabelle 8 bis 10). Der vorlaufende *MSG*-Prozess erfolgte im Globulartransfer, um ein kontinuierliches Aufschmelzen des Heißdrahtes im Schmelzbad auch bei hohen Drahtvorschüben v_{HD} gewährleisten zu können (vgl. Kap 4.6).

Untersuchungen zur Hartphasencharakteristik

Die Wirkung des zusätzlichen Heißdrahtes auf Hartphasenanteil und -verteilung zeigt Abbildung 72 anhand einer Auftragschweißung mit einem Drahtvorschub v_{MSG+HD} von 10 m/min. Durch die teilweise Übertragung der Materialeinbringung auf einen externen Zusatzdraht nimmt der Aufschmelzgrad von ca. 27 auf 8 % ab. Dennoch tragen die zunächst untersuchten Prozessparameter zu keiner visuell erkennbaren Erhöhung des *WSC*-Anteils (schwarze Hartphasen) bei. Hingegen ist erkennbar, dass die Ausscheidungsichte des Zersetzungsproduktes *WC* (gräuliche Hartphasen) zunimmt. In Bezug auf die Hartphasenverteilung wird deutlich, dass der Heißdrahteinsatz das Seigern von *WSC* unterbindet, einhergehend mit deren homogener Verteilung in der Matrix.

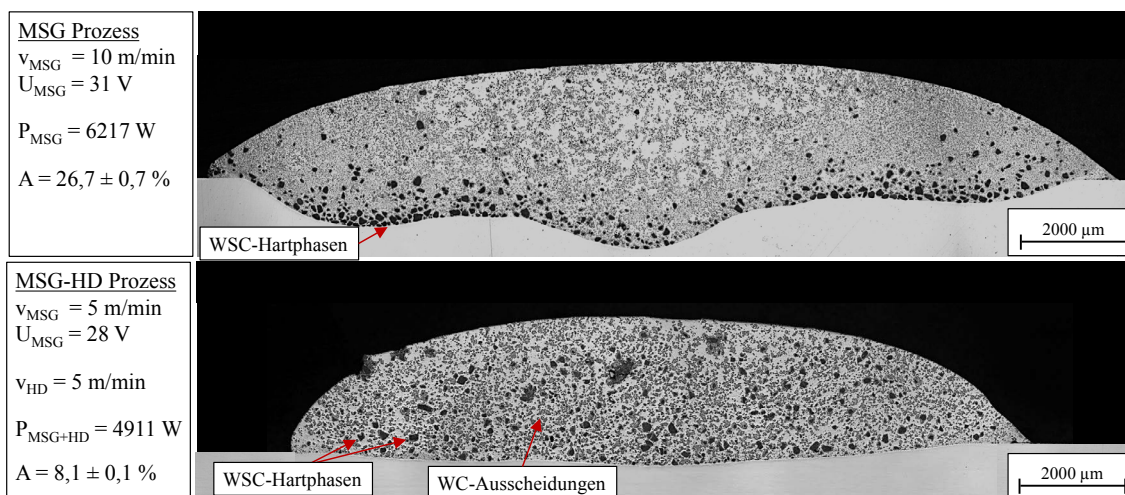


Abbildung 72: Beeinflussung von Aufschmelzgrad und Hartphasenverteilung durch die teilweise Übertragung der Materialeinbringung auf einen Heißdraht. Die Ergebnisse beziehen sich auf einen Gesamtdrahtvorschub von 10 m/min ($v_s = 300 \text{ mm/min}$) und den in Tabelle 8 und 10 aufgeführten Parametern.

Die Betrachtung der Mikrostruktur sowie die Auszählung der Hartphasen bestätigen, dass durch den Heißdraht kein nachweisbarer Effekt auf die *WSC*-Einbringung erfolgt,

wobei der *WSC*-Anteil zwischen 5 bis 8 *A*-% liegt. Auffällig ist der steigende *WC*-Anteil mit zunehmender Materialeinbringung über den Heißdraht (s. Abbildung 73). Zurückzuführen ist dies auf den abnehmenden Aufschmelzgrad *A* und somit *Fe*-Anteil in der Schmelze, wodurch die Bildung *Fe*-reicher Ausscheidungen zugunsten von *WC* unterbunden wird (vgl. Kapitel 5.3.1).

Somit wird deutlich, dass die zunächst gewählten Prozessparameter keine Erhöhung der *WSC*-Anteile im Vergleich zum *MSG*-Prozess mit sich bringen, wobei dieses Ergebnis vorrangig *WSC*-Zersetzungsprozessen zuzuschreiben ist. Im Folgenden gilt es somit zu untersuchen, welchen Einfluss die Verweilzeit t_{WSC} der Wolframschmelzkarbide im Schmelzbad auf den erzielbaren *WSC*-Anteil in der Matrix besitzt.

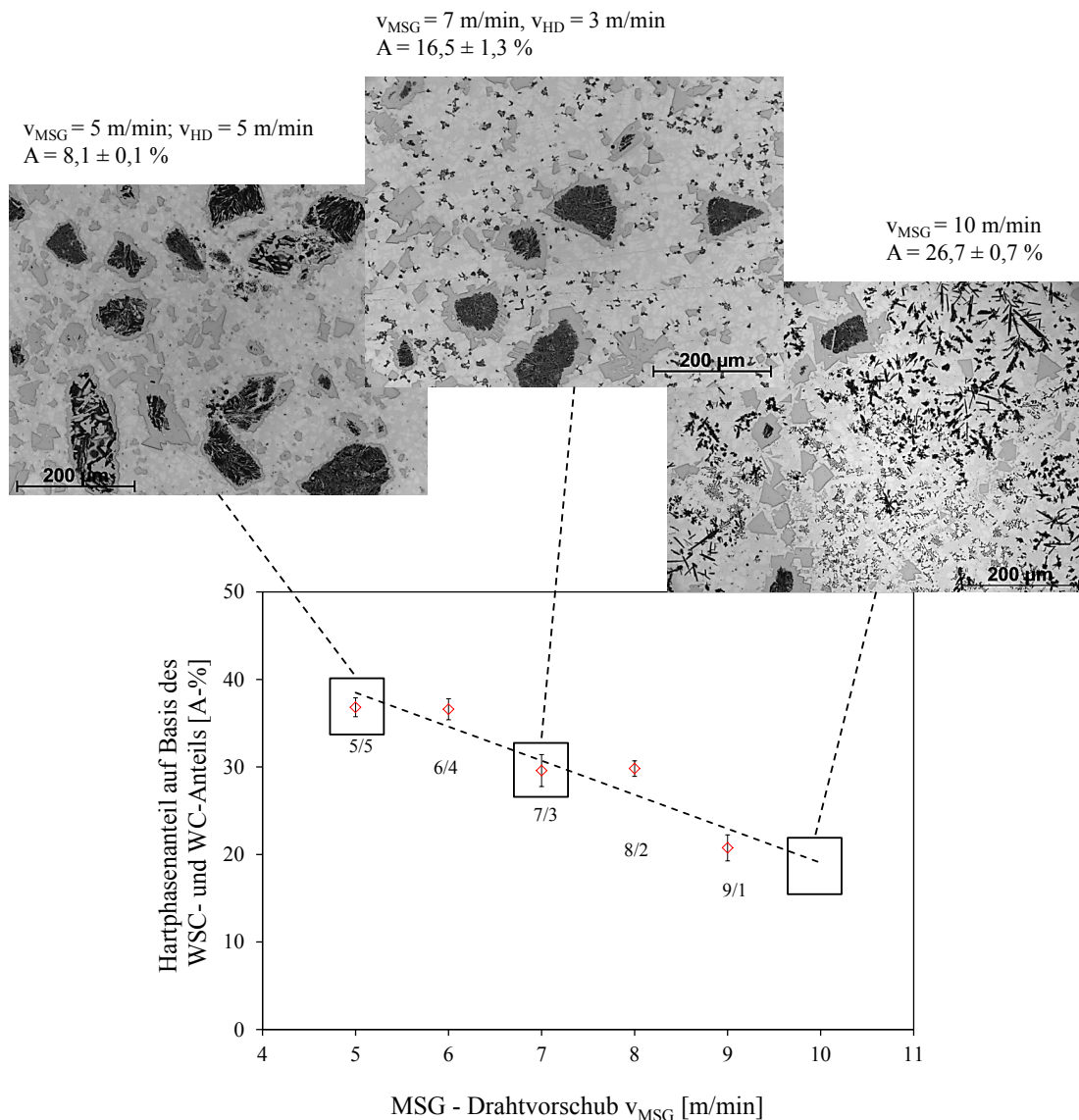


Abbildung 73: Einfluss des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} auf den (*WSC*+*WC*)-Anteil. Mit zunehmendem Heißdrahtanteil nimmt der *WSC*-Anteil nur geringfügig zu. Die Zunahme des Hartphasenanteils ist vorrangig dem Zersetzungsprodukt *WC* geschuldet.

Darauf aufbauend erfolgten Untersuchungen unter Variation der Schweißgeschwindigkeit v_S (bis 1200 mm/min) und der Drahtvorschübe v_{MSG} bzw. v_{HD} (bis 10 m/min) gemäß Tabelle 9. Repräsentativ für einen Drahtvorschub v_{MSG} bzw. v_{HD} von 10 m/min wird in Abbildung 74 der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit v_S auf die Raupenstruktur und die Hartphasenverteilung in der Matrix verdeutlicht.

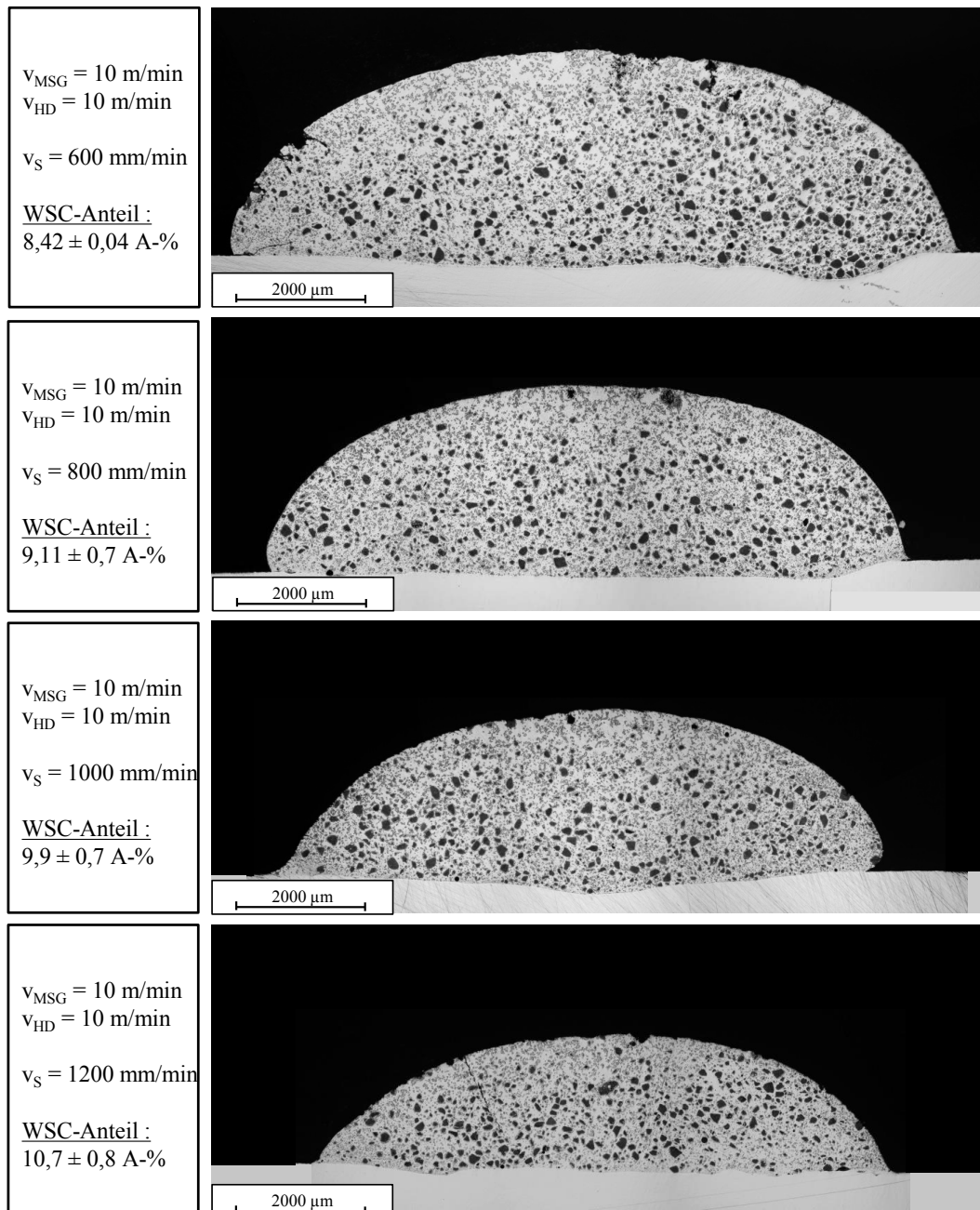


Abbildung 74: Darstellung der WSC-Verteilung und des WSC-Anteils in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v_S . Durch den Heißdraht werden schwerkraftbedingte Seigerungen unterbunden.

Im Gegensatz zum MSG-Prozess ist wie zuvor eine gleichmäßige WSC-Verteilung erkennbar. Seigerungseffekte treten nicht auf. Aufgrund der geringen Aufschmelzgrade

zwischen 3 bis 9 % liegen bei dem untersuchten Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 ausschließlich WSC (schwarz) und das Zersetzungsprodukt WC (grau) in der Matrix vor. Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit und des Drahtvorschubs auf den prozentualen WSC -Anteil in der Matrix ist in Abbildung 75 repräsentativ für Drahtvorschübe von 6 und 10 m/min dargestellt. Es wird deutlich, dass ein Anstieg der Prozessparameter mit einer Zunahme des WSC -Anteils einhergeht, wobei maximale Werte von ca. 11 $A\%$ bei einer Abschmelzleistung von ca. 12 kg/h ($v_{MSG+HD} = 20 m/min$) erzielt werden können.

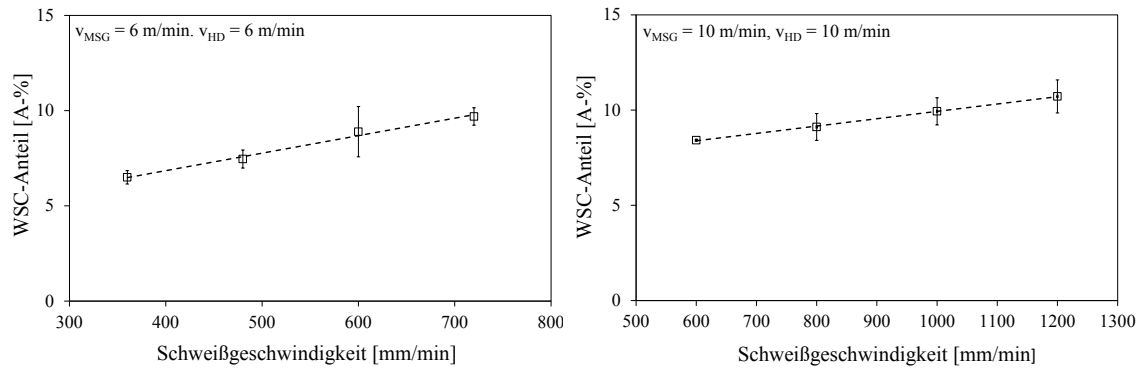


Abbildung 75: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf den WSC -Anteil für unterschiedliche Drahtvorschubgeschwindigkeiten v_{MSG} und v_{HD} (die Schweißparameter beziehen sich auf Tabelle 9).

Zur Darstellung eines allgemeingültigen Zusammenhangs wurde für alle untersuchten Prozessparameter die Verweilzeit t_{WSC} der Wolframschmelzkarbide im Schmelzbad ermittelt (vgl. Abbildung 24). Hieraus konnte schließlich abgeleitet werden, dass die Variation des Drahtvorschubs und der Schweißgeschwindigkeit einen unmittelbaren Einfluss auf t_{WSC} ausübt (s. Abbildung 76).

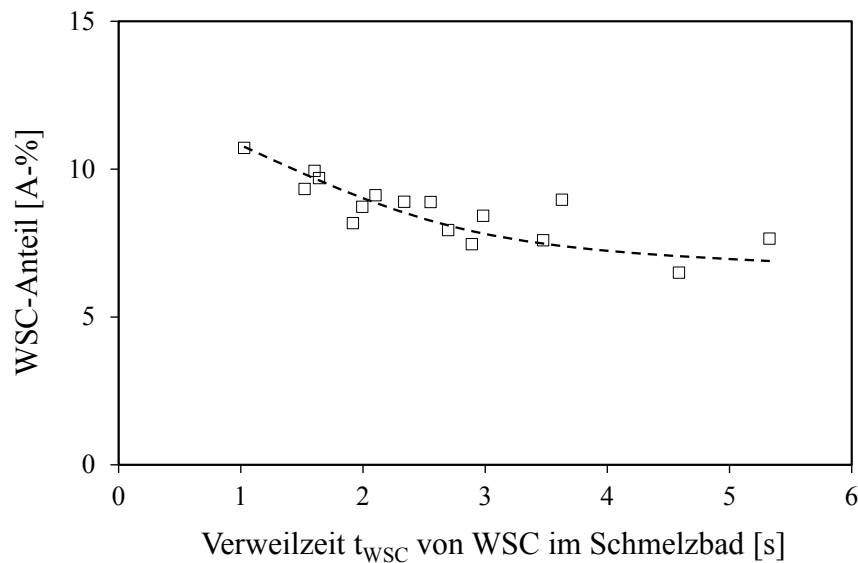


Abbildung 76: WSC -Anteil in Abhängigkeit der WSC -Verweilzeit t_{WSC} im Schmelzbad, basierend auf den Prozessparametern gemäß Tabelle 9 und 10.

Dabei führt die Verringerung von tw_{SC} zu einer stetigen Zunahme des WSC -Anteils von ca. 6 auf 11 $A\%$, was auf die Reduzierung von diffusionsbedingten Zersetzungsprozessen zurückzuführen ist. Dennoch ist anzumerken, dass der maximale WSC -Anteil beim Heißdraht unterstützten MSG -Verfahren (ca. 11 $A\%$) lediglich die Hälfte im Vergleich zum optimalen MSG -Prozessfenster (ca. 20 $A\%$) beträgt. Inwieweit dies auf die Prozesscharakteristik bzw. auf Unterschiede im Werkstoffübergang (MSG : Kurzlichtbogen; MSG - HD : Globulartransfer) zurückzuführen ist, wird detailliert in Kapitel 5.3.4 erläutert.

Beeinflussung der Hartphasenverteilung in der Schmelze

Die Ursache für die homogene Hartphasenverteilung in der Matrix wurde durch die separate Zuführung der Hartphasen über Lichtbogen und Heißdraht (vgl. Abbildung 33) sowie durch IR-Aufnahmen des Schmelzbades nachvollzogen.

Hierbei zeigen IR -Aufnahmen, dass die beim MSG -Prozess vorherrschende Schmelzbadströmung durch den Einsatz eines Heißdrahtes modifiziert wird. Die veränderten Strömungsbedingungen fördern die Durchmischung der Schmelze (s. Abbildung 77).

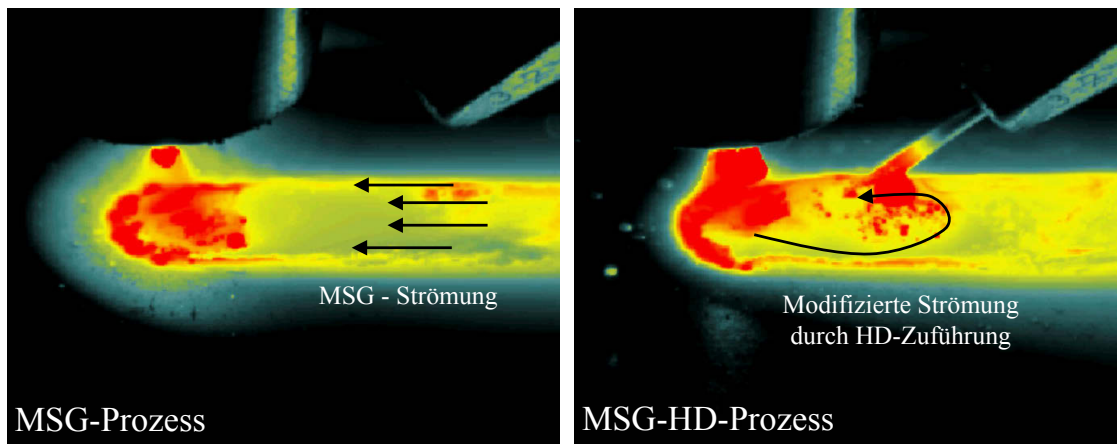


Abbildung 77: Mittels IR -Kamera erkennbare Schmelzbadströmung. Durch die Zuführung von Heißdraht wird die Schmelzbadströmung modifiziert. Die Durchmischung der Schmelze wird hierdurch verbessert.

Die Schlifffbilder zur separaten WSC -Zuführung über MSG -Draht und Heißdraht zeigen allerdings, dass schwerkraftbedingte Seigerungseffekte nicht zwangsläufig unterbunden werden (s. Abbildung 78-oben bzw. mitte). Die Wirkungsweise der modifizierten Schmelzbadströmung wird nur ersichtlich, sofern die Hartphasen über MSG - und Heißdraht in das Schmelzbad eingebracht werden (s. Abbildung 78-unten). In diesem Fall liegt eine homogene Verteilung von WSC (schwarz) und dem Zersetzungsprodukt WC (grau) vor.

Die Ergebnisse führen zum Schluss, dass die modifizierte Schmelzbadströmung beim *HD*-Einsatz grundsätzlich eine gleichmäßige Verteilung der *WSC* im Schmelzbad bewirkt. Aufgrund der vorherrschenden Schmelzbadabmessung bleibt für das nachträgliche Seigern dennoch ausreichend Zeit. Erfolgt die Zuführung der *WSC* hingegen über Lichtbogen und Heißdraht stellt der eingebrachte hohe Hartphasenanteil ein Hindernis gegenüber *WSC*-Seigerungseffekten dar.

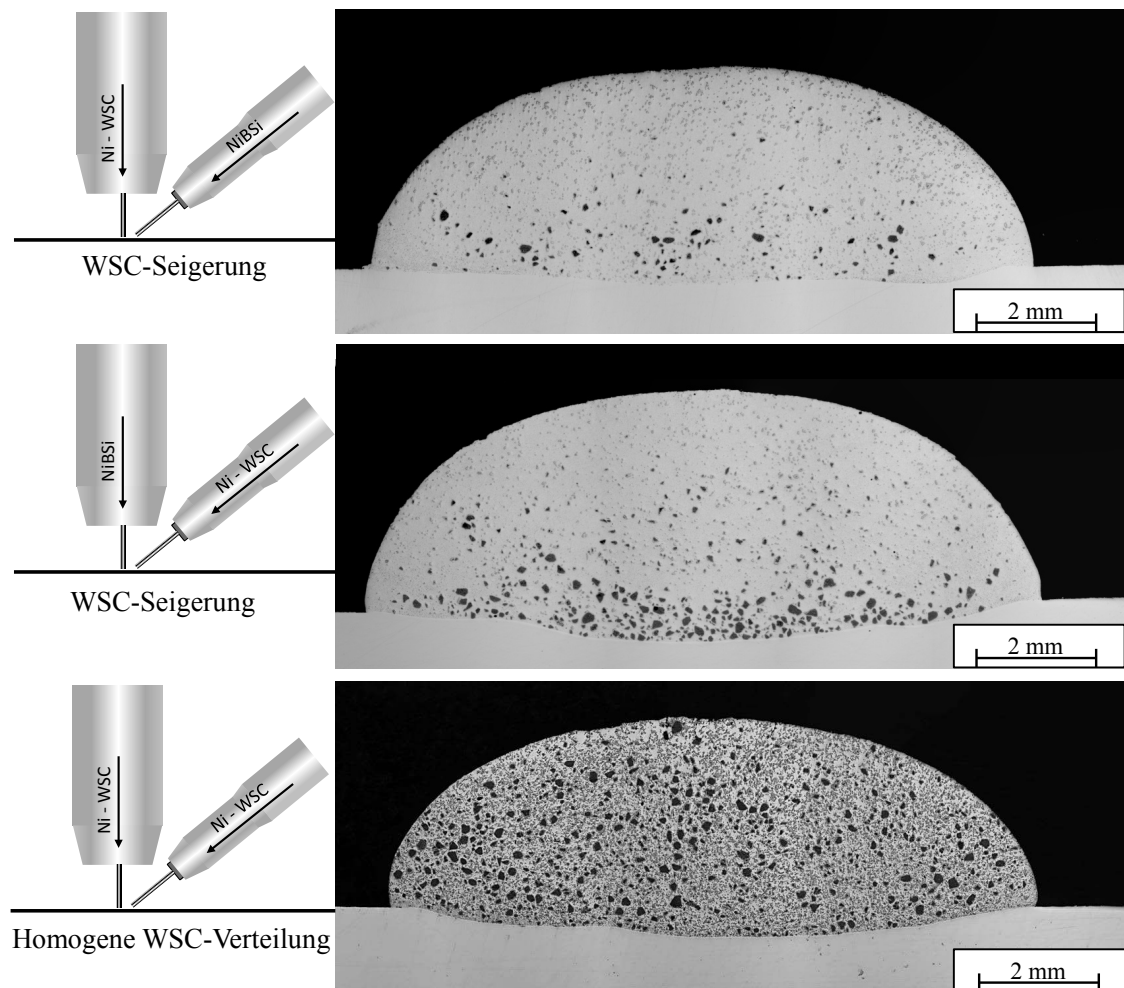


Abbildung 78: Hartphasenverteilung bei separater und gemeinsamer Zuführung der *WSC* (schwarz) über *MSG*-Draht und Heißdraht (*MSG-HD*-Parameter: $v_{MSG} = 8 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 8 \text{ m/min}$, $v_s = 480 \text{ mm/min}$).

Somit ist die homogene *WSC*-Verteilung in der Matrix auf zwei Effekte zurückzuführen. Zum einen führt die bessere Durchmischung der Schmelze zu einer gleichmäßigen Verteilung der Hartphasen in der Schmelze. Zum anderen wird das nachträgliche Seigern der *WSC* durch hohe Hartphasenanteile behindert. Eine Veränderung der Schmelzbadviskosität in Abhängigkeit des Hartphasenanteils ist als Einflussfaktor auszuschließen. Hierfür spricht das vergleichbare Benetzungsverhalten der Schmelze für die unterschiedlichen Zufuhrbedingungen (vgl. Abbildung 78).

WSC-Zersetzung und Agglomeration

Die Einbringung der *WSC* über den Heißdraht erfolgt nicht zersetzungsfrei. Verdeutlicht wird dies in Abbildung 79, wobei sowohl die *MSG*- als auch die *HD*-seitige *WSC*-Zuführung mit der Bildung von *WC*-Ausscheidungen und Zersetzungssäumen einhergeht. Die Höhe der Materialeinbringung über Lichtbogen und Heißdraht ist mit einem Drahtvorschub v_{MSG} bzw. v_{HD} von 5 m/min vergleichbar.

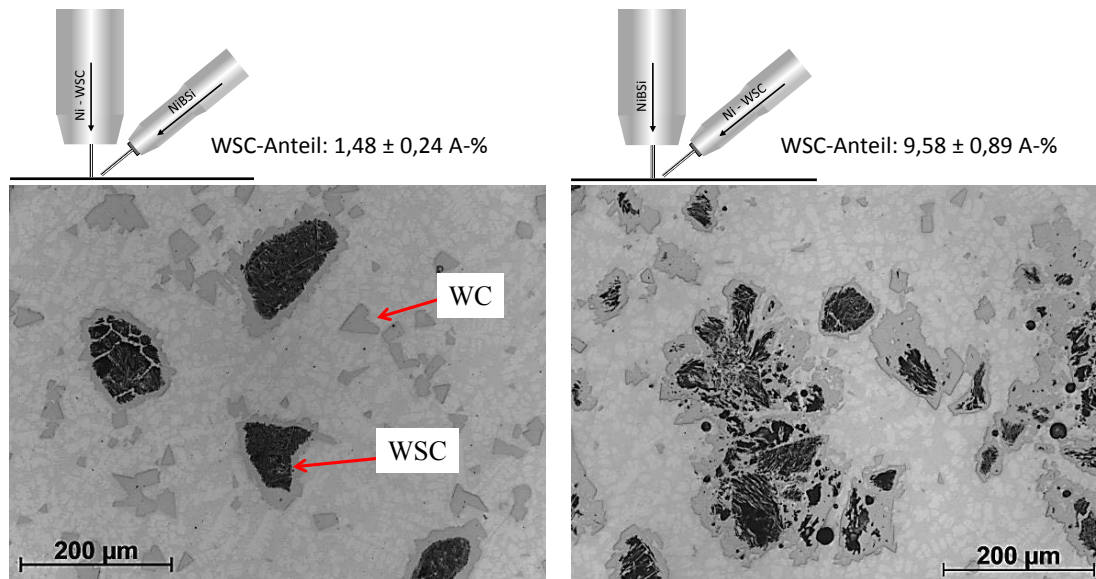


Abbildung 79: Darstellung der Hartphasenbildung bei separater *WSC*-Zuführung über *MSG*-Draht (links) und Heißdraht (rechts) (*MSG-HD*-Parameter: $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$).

Mit Hilfe des in der Matrix ermittelten *WSC*-Anteils lässt sich die effektive *WSC*-Einbringung über den Lichtbogen (im Globulartransfer) und Heißdraht miteinander vergleichen (s. Abbildung 80).

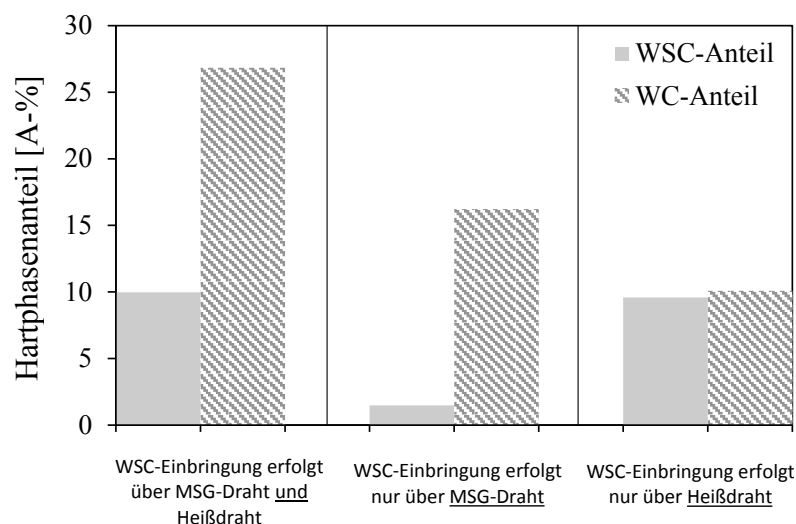


Abbildung 80: Vergleich der entstehenden *WSC*- und *WC*-Anteile in Abhängigkeit der Zufuhrbedingung (*MSG-HD*-Parameter: $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$).

Die *WSC*-Einbringung fällt über den Heißdraht, mit einem *WSC*-Anteil von ca. 9 A-%, bis zu ca. 5 bis 6-fach höher aus. Der vergleichsweise geringere *WC*-Anteil (Zersetzungsprodukt) bekräftigt, dass dieses Ergebnis auf eine verringerte thermische Beanspruchung der *WSC* zurückzuführen ist, welche über den Heißdraht eingebracht werden.

Es ist festzuhalten, dass die Zersetzung nicht erst im Schmelzbad, sondern bereits im Heißdraht erfolgt. Der Nachweis sind auftretende *WSC*-Agglomerate, die insbesondere bei geringen Heißdrahtvorschüben v_{HD} von 5 und 6 m/min auftreten (s. Abbildung 81). Mittels metallographischer Untersuchungen können diese *WSC*-Agglomerate auf Diffusionsvorgänge zurückgeführt werden, einhergehend mit der Entstehung eines *WC*-Zersetzungssaums.

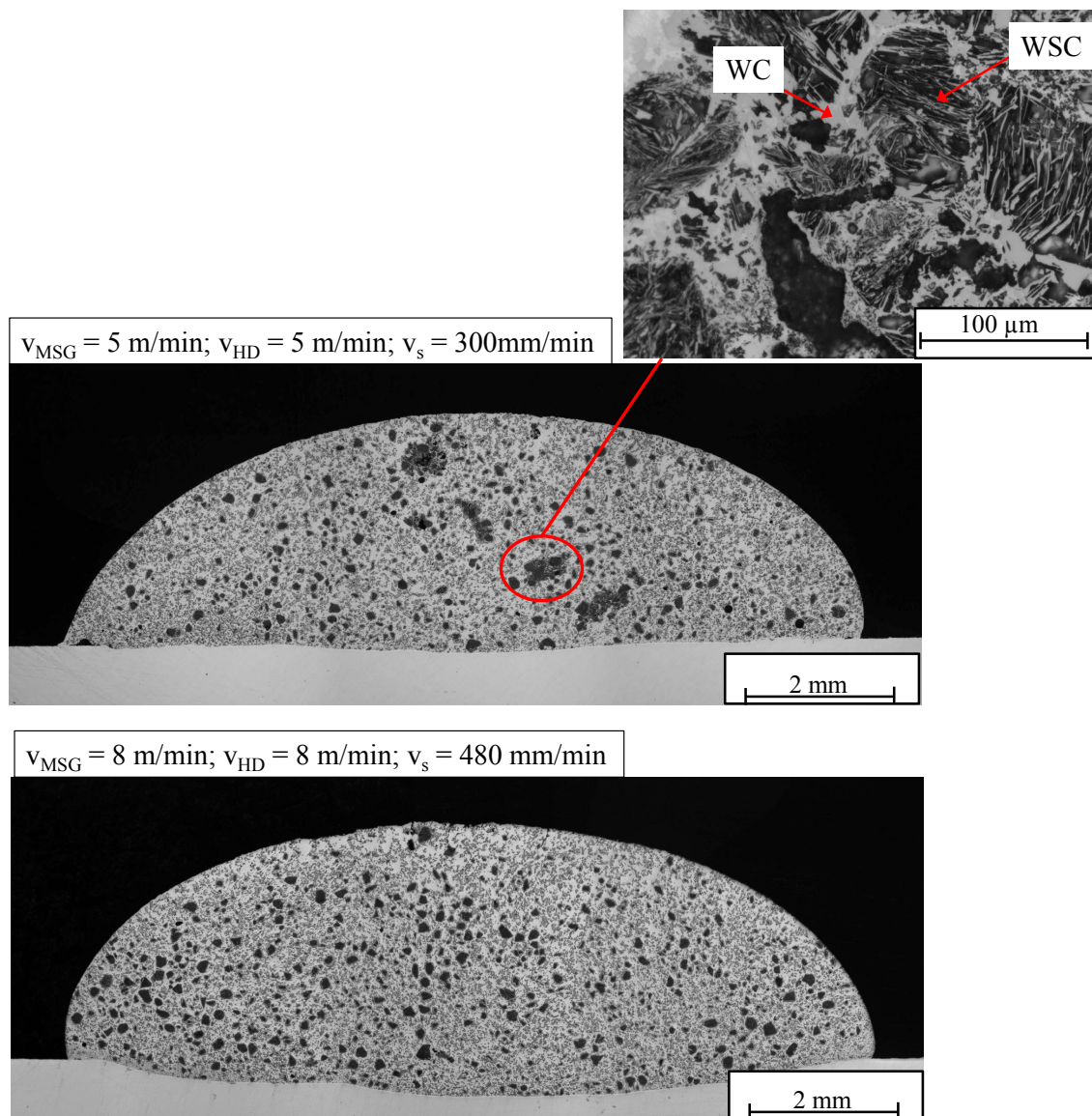


Abbildung 81: Beeinflussung der *WSC*-Agglomeration in Abhängigkeit des Drahtvorschubs v_{HD} .

Korreliert man die untersuchten Heißdrahtvorschübe v_{HD} mit der Verweilzeit t_{HD} der *WSC* innerhalb der freien Heißdrahtlänge l_{HD} (s. Gleichung 9), ergibt sich der in Abbildung 82 beschriebene Zusammenhang zwischen t_{HD} und dem Auftreten zersetzungsbedingter *WSC*-Agglomerate.

$$t_{HD}[ms] = \frac{l_{HD}}{v_{HD}} \quad (10)$$

Hierbei wurde der Flächenanteil der Agglomerate manuell mittels Bildverarbeitung im Querschliff vermessen. Dieser bezieht sich auf die Gesamtfläche der Auftragschweißung, wobei die in Tabelle 9 aufgeführten Prozessparameter berücksichtigt wurden. Die Messgenauigkeit liegt bei $\pm 0,2 \%$.

Abbildung 82 verdeutlicht, dass eine Verweilzeit von 350 ms mit einer großflächigen, zersetzungsbedingten *WSC*-Agglomeration im Heißdraht einhergeht. Liegt die Verweilzeit hingegen unter 210 ms , sind die Auswirkungen auf die *WSC*-Zersetzung gering bzw. vernachlässigbar.

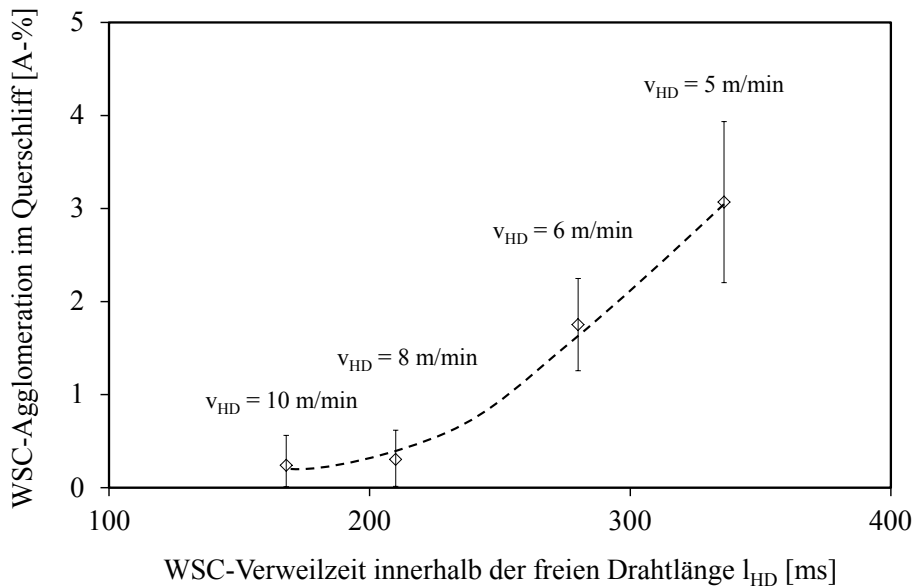


Abbildung 82: Zusammenhang zwischen der *WSC*-Verweilzeit innerhalb der freien Heißdrahtlänge l_{HD} und den auftretenden *WSC*-Agglomeraten in der Auftragschweißung. Es wurden die in Tabelle 9 aufgeführten Prozessparameter berücksichtigt.

Eine Aussage zum kritischen Temperaturniveau, ab dem *WSC*-Zersetzungs Vorgänge im Heißdraht eingeleitet werden, kann nicht getroffen werden. Zum einen erlauben berührungslose Messmethoden (z.B. *IR*-Kamera, Pyrometer) keine zuverlässige Ermittlung der Absoluttemperaturen. Zum anderen durchläuft der Zusatzdraht entlang der freien

Drahtlänge einen Temperaturanstieg von RT bis hin zur Schmelztemperatur. Eine eindeutige Zuordnung ist somit nicht möglich.

Da der Heißdraht allerdings erst während des Schmelzbadeintritts in den flüssigen Zustand überführt wird, können beginnende Diffusionsprozesse einer Temperatur unterhalb von 900°C zugewiesen werden, was dem Beginn des Schmelzintervalls der NiBSi -Matrix entspricht [COF11]. Demnach treten die beobachteten WSC -Zersetzungs Vorgänge bereits unterhalb des in der Literatur aufgeführten Wertes von 1200°C [SHR00] auf.

5.3.4 Bewertung der WSC-Zersetzung

Definition des Zersetzungskennwertes Z_{WSC}

Gemäß Kapitel 5.3.2 kann durch die Bestimmung des Hartphasenanteils kein quantitativer Rückschluss auf die WSC-Zersetzung getroffen werden. Um die thermische Beanspruchung von WSC beim MSG- und MSG-HD-Verfahren vergleichend bewerten zu können, ist demnach die Definition eines Kennwertes erforderlich, welcher die Zersetzung der tatsächlich in das Schmelzbad eingebrachten Menge an WSC beschreibt. Demzufolge müssen auch Verluste durch Overspray mit einbezogen werden.

Hieraus wird die Einführung eines Zersetzungskennwertes Z_{WSC} vorgeschlagen. Definiert wird dieser als das Verhältnis aus

- dem mittels RFA-Analyse detektierten W -Anteil in der Matrix (W_{Matrix}), wobei dieser eine Aussage über die Menge der tatsächlich in das Schmelzbad eingebrachten WSC wiedergibt
- und dem prozentualen WSC-Anteil (A_{WSC}) im Querschliff der Auftragschweißung.

Dieses Verhältnis sollte sich auf eine Referenzprobe beziehen, welche idealerweise durch eine verlustfreie WSC-Einbringung und keine WSC-Zersetzung gekennzeichnet ist. Aus praktischen Gesichtspunkten wird im Rahmen dieser Arbeit die Schweißung mit dem höchsten WSC-Anteil als Referenzprobe definiert ($v_{MSG} = 4 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 18 \text{ V}$). Hieraus ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$Z_{WSC} = \frac{W_{Matrix} [\text{Gew.} - \%]}{A_{WSC} [A - \%]} * \frac{A_{WSC,Referenz} [A - \%]}{W_{Matrix,Referenz} [\text{Gew.} - \%]} \quad (11)$$

mit $Z_{WSC} = 1$; keine Zunahme der WSC-Zersetzung im Vergleich zur Referenzprobe

mit $Z_{WSC} > 1$; zunehmende WSC-Zersetzung im Vergleich zur Referenzprobe

Der Kennwert Z_{WSC} ermöglicht schließlich einen quantitativen Vergleich des MSG- und MSG-HD-Verfahrens, sowie die Bewertung des Einflusses der Schmelzbadeigenschaften und des Tropfenübergangs auf die WSC-Zersetzung.

Einfluss der Schmelzbadeigenschaften auf die WSC-Zersetzung

Zunächst wurde der Einfluss des Aufschmelzgrades und damit des Fe -Anteils (vgl. Kapitel 5.3.2) in der Schmelze auf die WSC-Zersetzung untersucht. Für den MSG-Prozess ergibt sich daraus der in Abbildung 83 dargestellte Zusammenhang, wobei eine unmittelbare Korrelation mit der auftretenden Mikrostruktur erkennbar wird. Der Zersetzungs-

kennwert nimmt bis zu einem Aufschmelzgrad von ca. 20 % zunächst kontinuierlich zu, einhergehend mit der Ausscheidung der eutektischen $WNiFe$ -reichen Phase (vgl. Abbildung 60). Anschließend ist ein spontaner Anstieg von Z_{WSC} zu erkennen, was mikrostrukturell mit der Ausscheidung der Fe -reichen „ $WC-WNiFe$ “ Komplexphase korreliert. Diese Beobachtung beweist den zersetzungsfördernden Einfluss von Eisen.

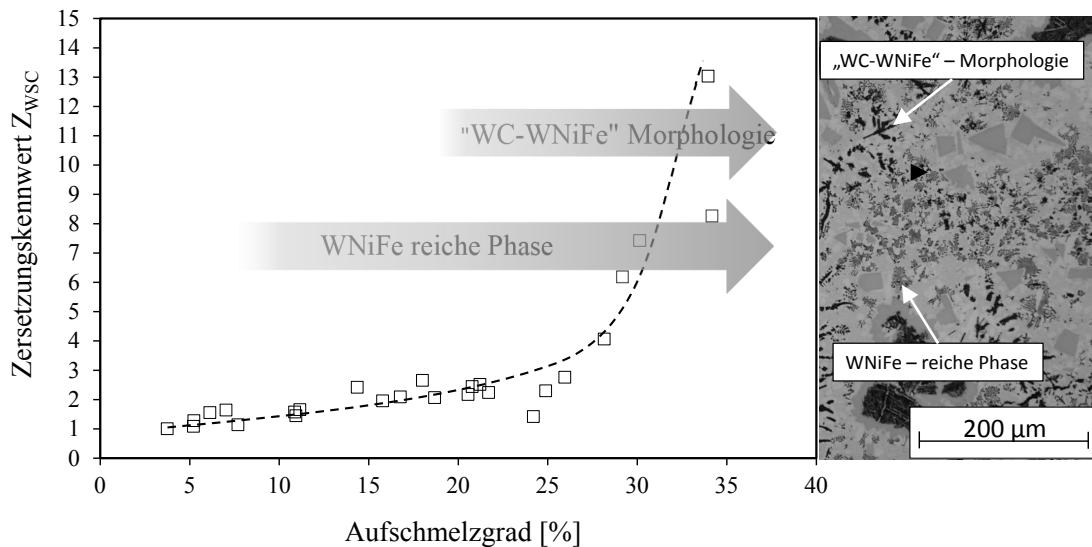


Abbildung 83: Zersetzungskennwert Z_{WSC} in Abhängigkeit des Aufschmelzgrades beim MSG-Prozess.

Die Veränderung der Prozessparameter wirkt sich neben dem Aufschmelzgrad unmittelbar auf die Größe des Schmelzbades aus. Veranschaulicht wird dies in Abbildung 84, wonach eine Erhöhung der Schweißspannung von 21 auf 28 V (v_{MSG} bzw. $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$, $v_S = 300 \text{ mm/min}$) einen Anstieg der Schmelzbadlänge L_S bewirkt.

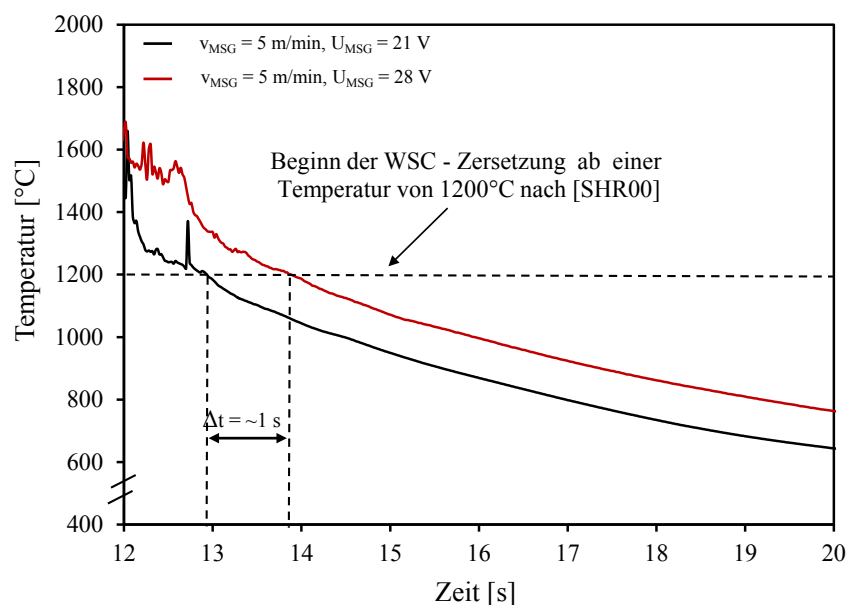


Abbildung 84: Änderung des T - t -Régimes durch Variation von U_{MSG} ($v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_S = 300 \text{ mm/min}$). Die Temperaturmessung erfolgte gemäß Abbildung 25.

Da der Zersetzungsprozess bei WSC auf Diffusion basiert ist neben dem Aufschmelzgrad auch das T - t -Régime zu berücksichtigen. Der thermisch bedingten Zersetzung kann jedoch kein bestimmter Temperaturbereich zugewiesen werden, so dass eine vereinfachte Annahme getroffen wird. Demnach werden nur Auflösungsprozesse von WSC während deren Verweilzeit t_{WSC} im Schmelzbad berücksichtigt.

Unter Einbezug der Verweilzeit t_{WSC} und des Fe -Anteils in der Schmelze stellt Abbildung 85 den sich daraus ergebenden Zusammenhang dar. Es wird offensichtlich, dass der Einfluss der Verweilzeit t_{WSC} vom Fe -Anteil in der Schmelze abhängt. Bei der Betrachtung von Fe -Anteilen unter 10 Gew.-% ist demnach der Einfluss von t_{WSC} vernachlässigbar. Darüber hinaus nimmt der Einfluss von t_{WSC} stetig zu.

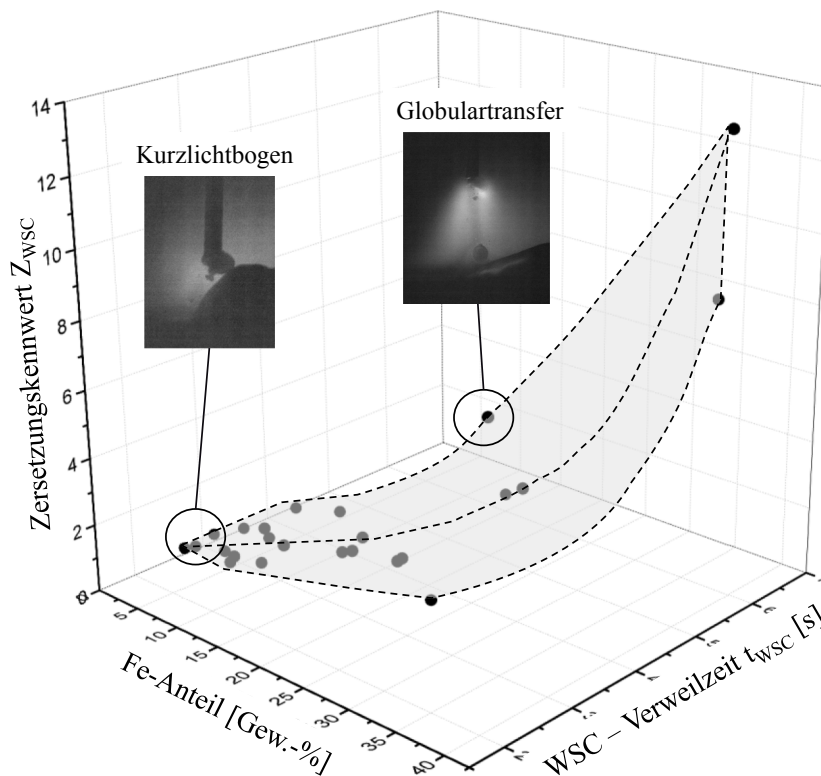


Abbildung 85: Darstellung des Zersetzungskennwertes Z_{WSC} als Funktion des Fe -Anteils und der WSC -Verweilzeit t_{WSC} in der Schmelze für den MSG-Prozess.

Bei der Darstellung des Zersetzungskennwertes Z_{WSC} in Abhängigkeit der Schmelzbadeigenschaften handelt es sich um ein vereinfachtes Modell. Nicht berücksichtigt wird der Einfluss des Tropfenübergangs. Allerdings verdeutlicht Abbildung 85, dass unterschiedliche Aufschmelzgrade und Schmelzbadgrößen unmittelbar mit einer Veränderung des Werkstoffübergangs einhergehen. Im Kurzlichtbogen können Auftragschweißungen mit geringen Aufschmelzgraden unter 10 % erzielt werden. Hingegen führt das Schweißen im Globulartransfer zu hohen Aufschmelzgraden. In Kapitel 5.3.2 wurde bereits gezeigt, dass

die *WSC*-Zersetzung im Globulartransfer deutlicher ausfällt als im Kurzlichtbogen. Mit Hilfe nachfolgender Untersuchungen wird dies quantitativ belegt.

Einfluss des Tropfenübergangs auf die *WSC*-Zersetzung

Um den Einfluss des Tropfenübergangs auf die *WSC*-Zersetzung bewerten zu können, wurde das *MSG-HD*-Verfahren herangezogen. Dem Ansatz liegt zugrunde,

- aufmischungsarme Auftragschweißungen im Globulartransfer erzielen zu können, um den *Fe*-Einfluss auf die *WSC*-Zersetzung vernachlässigen zu können.
- den erzielbaren *WSC*-Anteil beim *MSG*- (Kurzlichtbogen) und *MSG-HD*-Prozess (Globulartransfer) für vergleichbare Schmelzbadeigenschaften bewerten zu können, um somit Rückschlüsse auf die Zersetzung im Lichtbogen abzuleiten.

Hierfür gilt es zunächst die *WSC*-Zersetzung beim *MSG-HD*-Prozess zu beschreiben, wobei ausschließlich ein Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 gemäß Tabelle 9 berücksichtigt wird. In Abbildung 86 wird deutlich, dass die *WSC*-Zersetzung mit abnehmender Verweilzeit t_{WSC} im Schmelzbad sinkt. Dies geht zwangsläufig mit einer Zunahme des *WSC*-Anteils einher, was bereits in Kapitel 5.3.3 erläutert wurde.

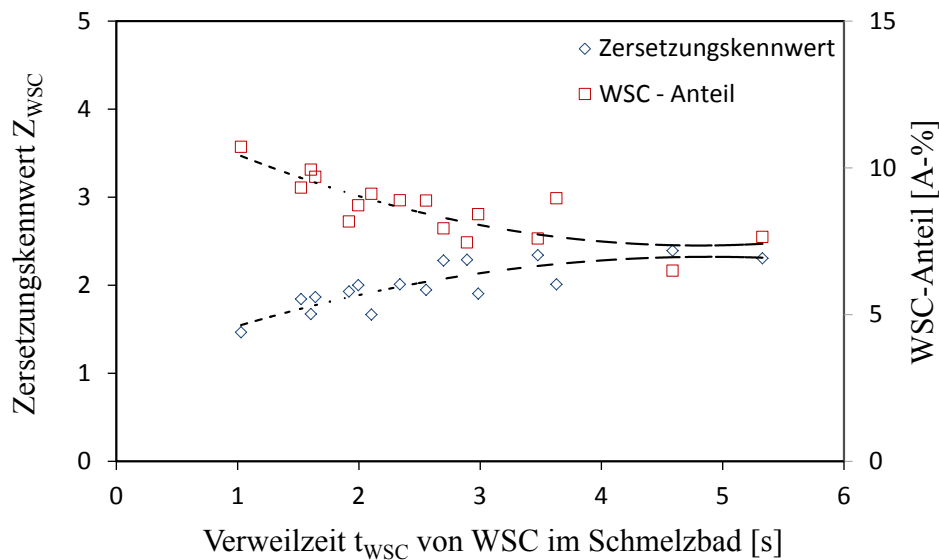


Abbildung 86: Darstellung des Zersetzungskennwertes Z_{WSC} als Funktion der *WSC*-Verweilzeit t_{WSC} für den *MSG-HD*-Prozess.

Durch den Einbezug dieses Ergebnisses in Abbildung 85 wird offensichtlich, dass die *WSC*-Zersetzung beim *MSG-HD*-Verfahren höher ausfällt als beim *MSG*-Prozess, was mit den vergleichsweise geringeren *WSC*-Anteilen korreliert (s. Abbildung 87). Da diesem Effekt vergleichbare *Fe*-Anteile und Verweilzeiten t_{WSC} zugrunde liegen, muss die Ursache im unterschiedlichen Werkstoffübergang liegen.

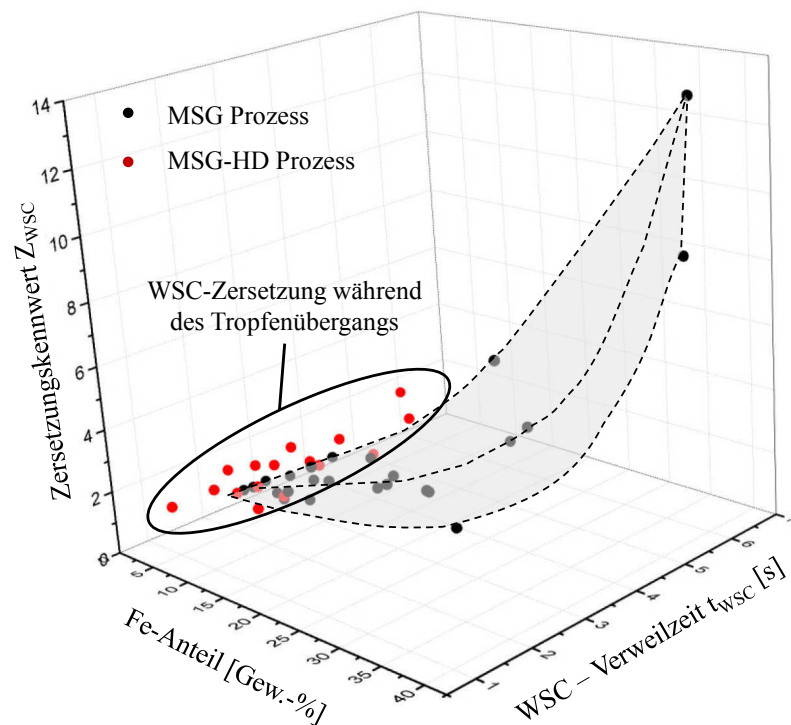


Abbildung 87: Vergleich des Zersetzungsverhaltens zwischen dem *MSG*- und dem *MSG-HD*-Verfahren in Abhängigkeit des *Fe*-Anteils in der Schmelze und der *WSC*-Verweilzeit t_{WSC} im Schmelzbad.

Durch die zweidimensionale Darstellung von Abbildung 87 für Aufschmelzgrade unter 10 % wird die Bedeutung des Werkstoffübergangs ersichtlich (s. Abbildung 88). Es wird deutlich, dass der Zersetzungskennwert Z_{WSC} im Kurzlichtbogen (*MSG*-Prozess) bis zu zweimal geringer ausfällt als im Globulartransfer (*MSG-HD*-Prozess). Dies ist die Ursache für den geringeren *WSC*-Anteil beim *MSG-HD*-Verfahren.

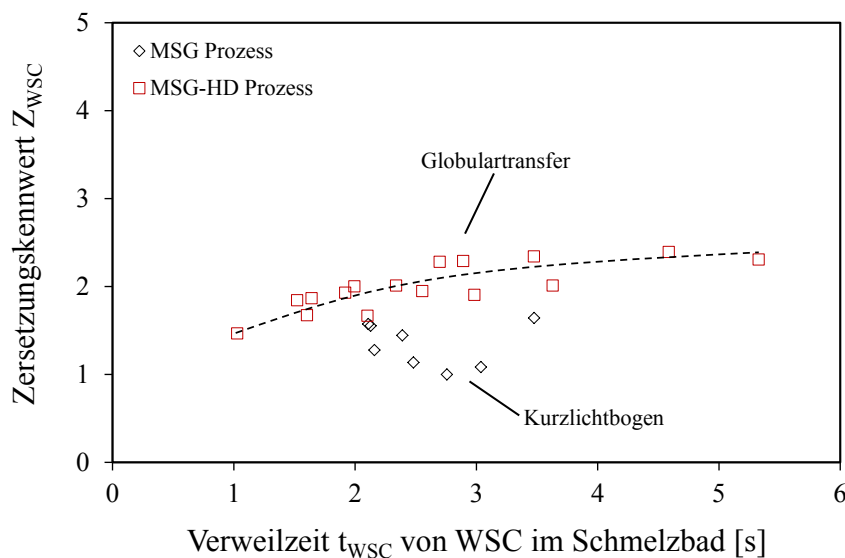


Abbildung 88: Vergleich der ermittelten Zersetzungskennwerte Z_{WSC} des *MSG*- und *MSG-HD*-Prozesses für Aufschmelzgrade ≤ 10 %.

Überprüfung des Ergebnisses

Der Einfluss des Werkstoffübergangs wurde mit Hilfe von *MSG-HD*-Auftragschweißungen verifiziert. Die Versuche erfolgten mit einem Drahtvorschub v_{MSG} bzw. v_{HD} von 5 m/min und einer Schweißgeschwindigkeit v_s von 300 mm/min . Die Schweißspannung U_{MSG} wurde schließlich von 30 V (Globulartransfer) auf 22 V (Kurzlichtbogen) reduziert. Hierbei ermöglicht der gewählte Parameterbereich auch im Kurzlichtbogen ein ausreichend großes Schmelzbad zum Aufschmelzen des Heißdrahtes. Bei diesen Drahtvorschüben auftretende Agglomerate werden deswegen toleriert.

Die in Abbildung 89 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass die Veränderung des Werkstoffübergangs vom Globulartransfer hin zum Kurzlichtbogen nahezu eine Verdopplung des *WSC*-Anteils mit sich bringt. Das zuvor beschriebene Ergebnis zum Einfluss des Werkstoffübergangs auf die *WSC*-Zersetzung kann somit bestätigt werden.

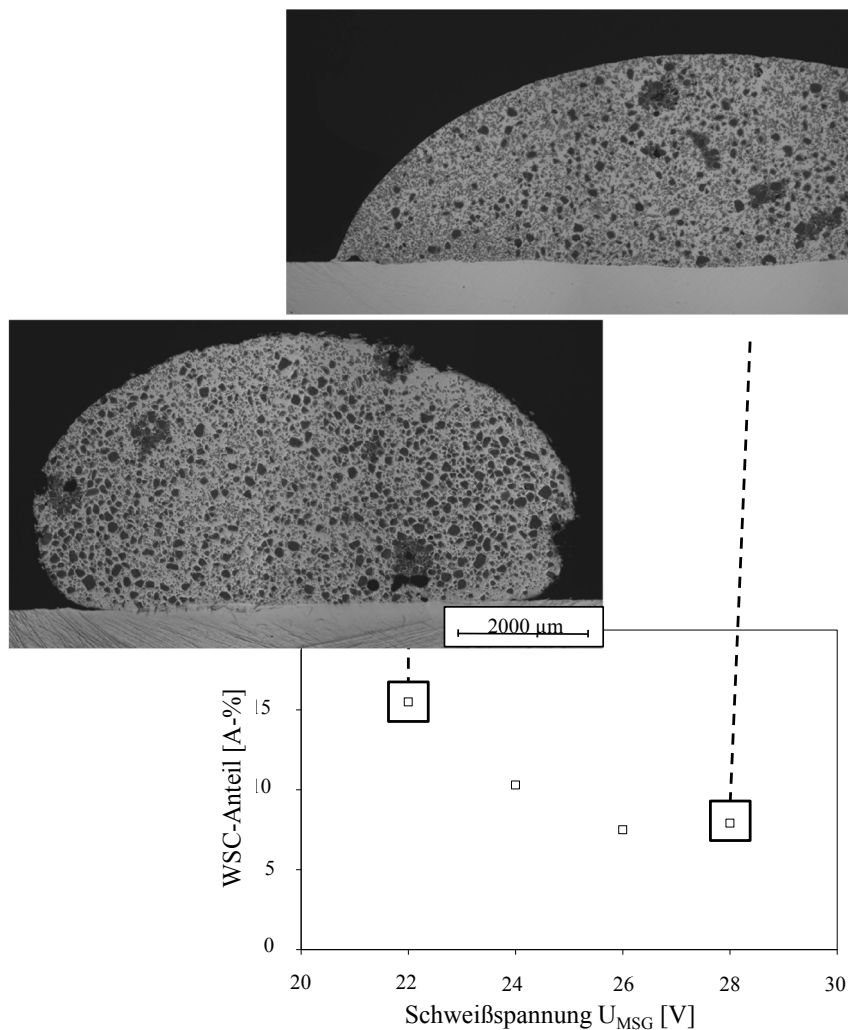


Abbildung 89: Einfluss der Schweißspannung U_{MSG} auf den *WSC*-Anteil beim *MSG-HD*-Verfahren (Parameter: $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$). Unabhängig von den *MSG*-Parametern beträgt die Heißdrahtleistung P_{HD} zwischen 700 bis 750 *W*.

5.3.5 Bildung des Zersetzungssaums

Der Mechanismus der *WSC*-Auflösung beim *MSG*-Schweißen kann aus der Literatur nicht eingegrenzt werden. Insbesondere herrscht Unklarheit bei der Entstehung des Zersetzungssaums (vgl. Kapitel 2.2). Größtenteils wird die Ansicht vertreten, dass die Zersetzung mit der Auflösung des thermisch instabileren W_2C eingeleitet wird, wobei es zu einer anschließenden *WC*-Ausscheidung entlang der Grenzfläche *WSC*-Matrix kommt. Begründet wird dies mit der Anreicherung der Matrixelemente zwischen Zersetzungssaum und *WSC* (s. Abbildung 90). Der experimentelle Nachweis erfolgte bislang nicht.

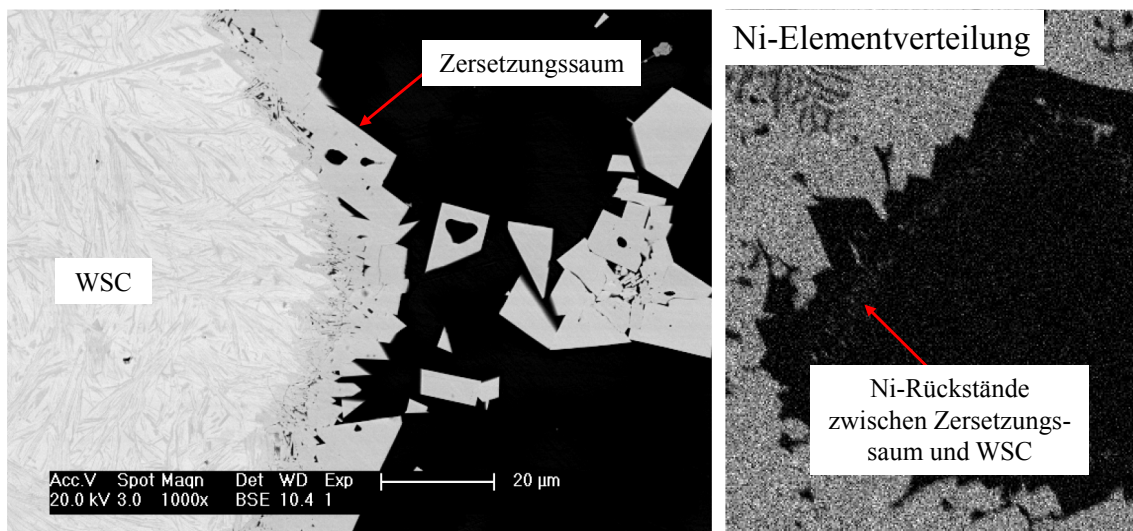


Abbildung 90: Die Detektion von Matrix-Rückständen (*Ni*) zwischen Zersetzungssaum und *WSC* lässt eine ausscheidungsbedingte Bildung des *WC*-Zersetzungssaums annehmen.

Mit Hilfe des *MSG-HD*-Verfahrens konnte die Bildung des Zersetzungssaums nachvollzogen werden, wobei die Wolframschmelzkarbide ausschließlich über den Heißdraht zugeführt wurden. Über den *MSG*-Draht erfolgte die Förderung des reinen *NiBSi*-Matrixwerkstoffs. Diesem Vorgehen liegt der Ansatz zugrunde, dass die *WSC*-Auflösung – und damit die zersetzungsbedingte Anreicherung von *W* und *C* in der Schmelze – über die Höhe der Materialeinbringung kontrolliert werden kann. Die begrenzte Löslichkeit von *W* in der *NiBSi*-Legierung wirkt sich schließlich auf den Anteil und die Art (eutektisch bzw. primär) der Ausscheidungen aus. Begleitende Elementanalysen erfolgten mittels *RFA* bei einem Spottdurchmesser von 1 mm. Diese wurden ausschließlich in Bereichen mit zersetzungsbedingten Ausscheidungen (d.h. kein *WSC*) vorgenommen. Hierdurch konnte die Löslichkeitsgrenze von *W* in der *Ni*-Schmelze abgeschätzt werden.

Die Untersuchungen bestätigen, dass die Zersetzung von *WSC* mit dem selektiven Auflösen des thermisch instabileren Diwolframkarbids W_2C beginnt, wobei sich die dabei ent-

standenen Hohlräume mit *NiBSi*-Schmelze anreichern (Abbildung 91). Ausscheidungs Vorgänge werden bei einem *W*-Anteil von 2,75 Gew.-% (bei $v_{HD} = 1 \text{ m/min}$) in der *NiBSi*-Matrix nicht festgestellt. Die Zuordnung der Karbide (W_2C , *WC*) erfolgte durch Ätzen mittels Murakami, so dass die verbliebene Phase *WC* zuzuweisen ist.

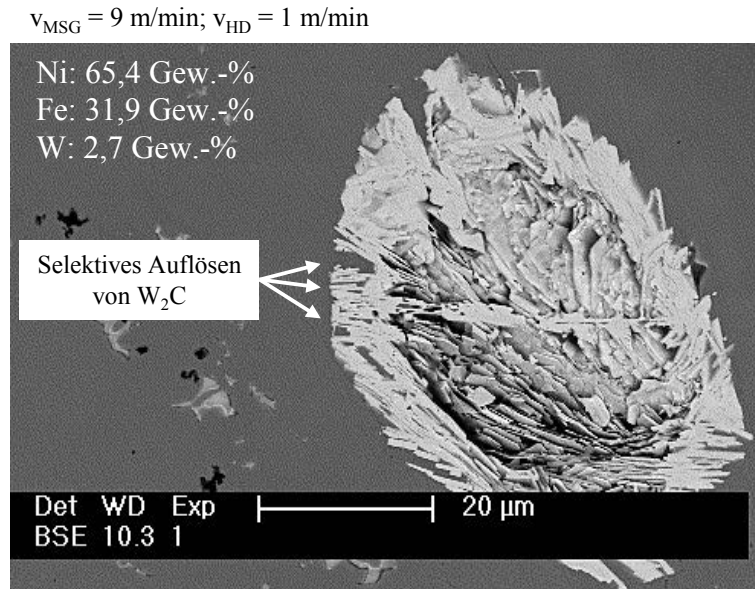


Abbildung 91: Der Zersetzungsprozess wird durch ein selektives Auflösen des thermisch instabileren W_2C eingeleitet. Ausscheidungs Vorgänge sind nicht erkennbar. Die Detektion der aufgeführten Elementanteile erfolgte mittels *RFA*.

Ein zunehmender Anteil an in der Schmelze gelöstem *C* und *W* (8,3 Gew.-%) führt schließlich zur Ausscheidung von eutektischem Monowolframkarbid *WC* sowohl in der Matrix und als auch am verbliebenden *WSC*. Letzteres wirkt als Impfkern und begünstigt den Ausscheidungsprozess entlang der Phasengrenze *WSC*-Schmelze. Die Entstehung des Zersetzungssaums wird hierdurch eingeleitet (s. Abbildung 92).

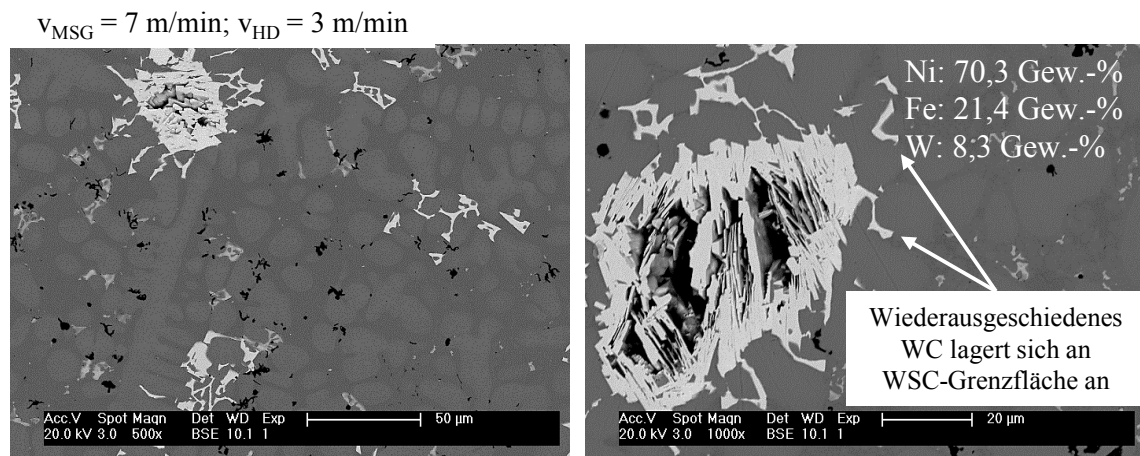
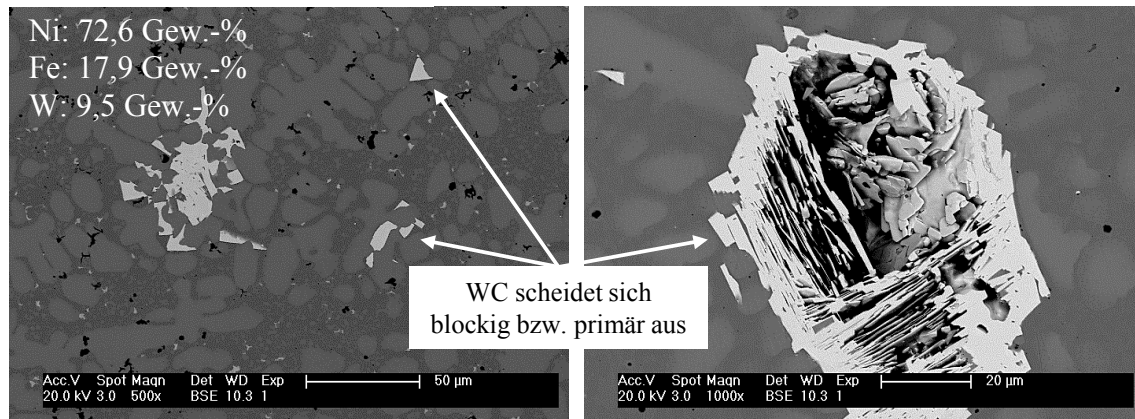


Abbildung 92: Eutektische Ausscheidung von *WC* sowohl in der Matrix als auch entlang der Grenzfläche zwischen dem verbliebenen *WSC* und der *NiBSi*-Matrix. Das *WSC* wirkt als Impfkern, wodurch die Bildung des Zersetzungssaums eingeleitet wird.

Ab einem W -Anteil von 9,5 Gew.-% wird die Ausscheidung primärer Monowolframkarbide WC in der Matrix und entlang der Grenzfläche WSC -Schmelze begünstigt. Die dortige Erstarrung orientiert sich an der Wachstumsrichtung der verbliebenden WC -Phase. Die Dicke des Zersetzungssaums nimmt im Vergleich zum Anfangsstadium zu (vgl. Abbildung 92 und 93).

$$v_{MSG} = 6 \text{ m/min}; v_{HD} = 4 \text{ m/min}$$



$$v_{MSG} = 5 \text{ m/min}; v_{HD} = 5 \text{ m/min}$$

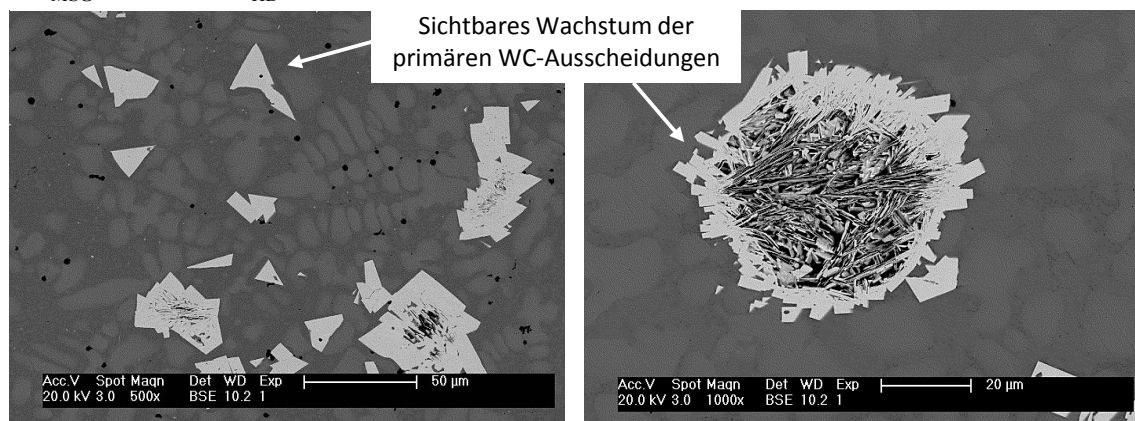


Abbildung 93: Primärkarbidische Ausscheidung von WC mit zunehmendem Anteil an W und C in der Schmelze. Die Bildung des Zersetzungssaums erfolgt über eine epitaktische Erstarrung von WC .

Somit kann erstmals die Entstehung des Zersetzungssaums experimentell nachvollzogen werden. Demnach wird die Zersetzung über die selektive Auflösung von W_2C eingeleitet. Nach dem Überschreiten der Löslichkeitsgrenze von W in der $NiBSi$ -Matrix kommt es schließlich zu WC -Ausscheidungsverfahren in der Matrix und entlang der WSC -Phasengrenze. Allerdings sind die oben beschriebenen Ergebnisse von der Art der Matrix abhängig und beziehen sich in diesem Fall ausschließlich auf Ni -Basis-Legierungen.

Bei Fe -Basis-Legierungen scheiden sich anstatt WC letztendlich Fe -reiche η -Karbide aus. Diese können sowohl eutektisch als auch primärkarbidisch erstarren, wobei auch in die-

sem Fall verbliebene *WSC* als Impfkern fungieren und eine primärkarbidische Erstarrung entlang der Grenzfläche begünstigen (s. Abbildung 94). *EDS*-Analysen der Ausscheidungen und des Zersetzungssaums untermauern dabei, dass es sich um Karbide vom Typ Fe_3W_3C bzw. Fe_6W_6C (η -Karbide) handeln muss (s. Abbildung 95).

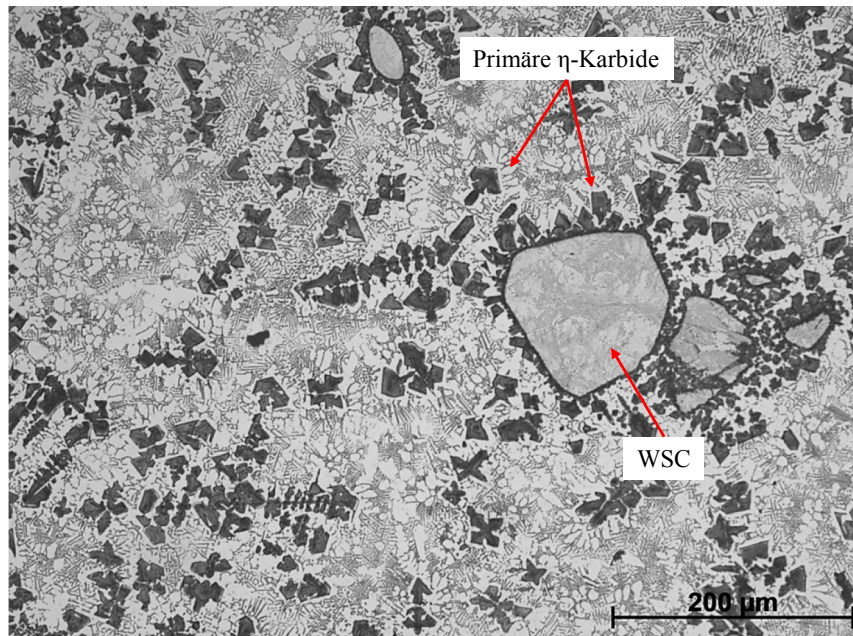
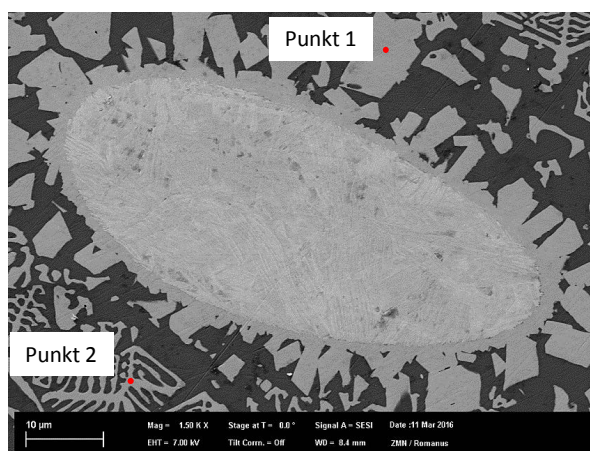


Abbildung 94: Gefüge einer mittels *MSG-HD* aufgetragenen *Fe-WSC*-Auftragschweißung mit einem Aufschmelzgrad von $A = 5,8 \pm 2,1$ %. Parameter: $v_{MSG} = 10$ m/min, $v_{HD} = 10$ m/min, $v_s = 600$ mm/min.

Weiterführend wird ersichtlich, dass die *WSC*-Auflösung bei *Fe*-Basis-Legierungen nicht (wie bei *Ni*-Basis-Legierungen) auf einer selektiven Auflösung von W_2C beruht. Stattdessen belegen *REM*-Aufnahmen, dass die Auflösung von W_2C und WC gleichzeitig erfolgt (s. Abbildung 95).



	Punkt 1 [At.-%]	Punkt 2 [At.-%]
C	10,5	15,85
Fe	36,71	37,4
W	52,79	46,74

Abbildung 95: *REM*-Aufnahme eines *WSC* mit Zersetzungsaum in einer *Fe-WSC*-Auftragschweißung. *EDS*-Analyse primärkarbidisch und eutektisch erstarrender η -Karbide.

Dies wird durch einen kompakten Zersetzungssaum und das Fehlen einer zerklüfteten Grenzfläche untermauert (vgl. Abbildung 90). Es ist anzunehmen, dass dies unter anderem auf die höhere Schmelztemperatur der Fe-Basis-Legierung zurückzuführen ist. Hierfür bedarf es jedoch weiterer Untersuchungen.

5.3.6 Fazit

Zusammenfassend ergeben sich somit folgende Teilergebnisse und Schlussfolgerungen:

- Geringe Aufschmelzgrade ($\leq 5\%$) und hohe *WSC*-Anteile beim *MSG*-Auftragsschweißen von *Ni-WSC-MMC* sind auf ein kleines Prozessfenster bei niedrigem Drahtvorschub im Kurzlichtbogen begrenzt. Maximale *WSC*-Anteile von 20 A-% werden lediglich bei einer geringen Abschmelzleistung von 2,4 kg/h realisiert.
- Durch die Zuführung eines Heißdrahtes können Abschmelzleistungen von bis ca. 12 kg/h bei einem Aufschmelzgrad von ca. 5 % erzielt werden. Jedoch wird lediglich ein maximaler *WSC*-Anteil von ca. 11 A-% erreicht. Dieser fällt im Vergleich zum optimalen *MSG*-Parameterfenster um die Hälfte geringer aus.
- Zur Bewertung der *WSC*-Zersetzung beim *MSG*- und *MSG-HD*-Verfahren wird ein Kennwert zur quantitativen Darstellung des Zersetzungsverhaltens vorgeschlagen. Der Einfluss von Aufschmelzgrad, Schmelzbadgröße und Tropfenübergang kann hierdurch separat quantifiziert werden.
- Zunehmende *Fe*-Anteile in der Schmelze (als Folge des Aufschmelzgrades) fördern die *WSC*-Zersetzung und üben ab einem *Fe*-Anteil größer 20 Gew.-% einen dominanten Einfluss aus. Der Einfluss der Schmelzbadgröße ist vergleichsweise gering.
- Die thermische Zersetzung von *WSC* im Lichtbogen hängt von der Art des Tropfenübergangs ab. Dabei ist die Zersetzung im Globulartransfer um den Faktor zwei höher einzustufen als im Kurzlichtbogen. Dies ist die Ursache für den geringeren *WSC*-Anteil beim *MSG-HD*-Verfahren im Vergleich zum *MSG*-Prozess.

5.4 Flächiges Auftragschweißen und Verschleißverhalten

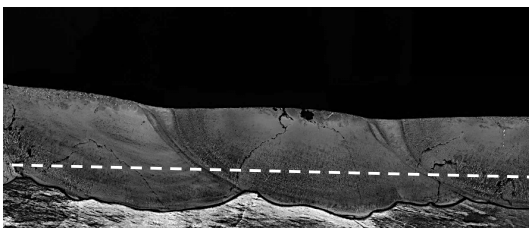
Im Fokus dieses Kapitels steht die Korrelation der beschriebenen metallurgischen Effekte mit den Verschleißigenschaften flächiger Auftragschweißungen. Die Untersuchungen erfolgten mit der primärkarbidisch erstarrenden *FeCrC*-Hartlegierung und dem *Ni-WSC-MMC*.

5.4.1 Untersuchungen an *FeCrC*-Hartlegierungen

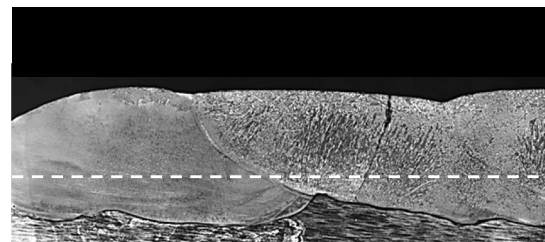
In Kapitel 5.2 wurde festgestellt, dass die Ausscheidung primärer M_7C_3 -Karbidate vom Aufschmelzgrad bzw. vom Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} abhängt. Basierend auf einem Drahtvorschub $v_{MSG}+v_{HD}$ von 10 m/min wurde somit der Heißdrahtanteil variiert, wobei mit Hilfe einer pendelnden Brennerbewegung dem abnehmenden Benetzungsverhalten entgegengewirkt wurde. Der Nahtüberlapp lag bei ca. 30 % bezogen auf die Raupenbreite.

Ausgehend von einer eutektischen bzw. beginnenden primärkarbidischen Erstarrung beim konventionellen *MSG*-Prozess wird durch den abnehmenden Aufschmelzgrad beim *MSG-HD*-Verfahren der Primärkarbidanteil erhöht (s. Abbildung 96 und 97). Aufgrund des zunehmenden Hartphasenanteils in der Matrix geht der Abbau von Eigenspannungen zwangsläufig mit einer zunehmenden Kaltrissneigung einher, wie es für Hartlegierungen typisch ist.

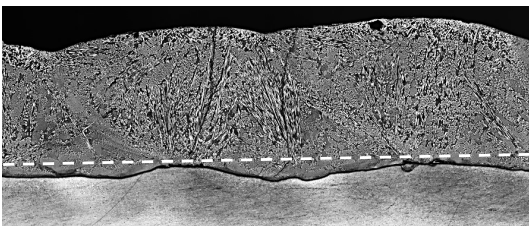
$v_{MSG} = 5$ m/min; Globulartransfer; $A = 25$ %



$v_{MSG} = 8$ m/min; $v_{HD} = 2$ m/min; $A = 24,2$ %



$v_{MSG} = 6$ m/min; $v_{HD} = 4$ m/min; $A = 9,2$ %



$v_{MSG} = 5$ m/min; $v_{HD} = 5$ m/min; $A = 3,0$ %

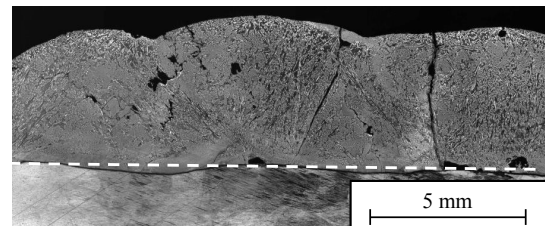


Abbildung 96: Einlagige *FeCrC*-Auftragschweißungen unter Variation des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} . Mit zunehmendem Heißdrahtanteil nehmen der Aufschmelzgrad ab und der Primärkarbidanteil zu. Die *MSG*-Prozessparameter sind Tabelle 10 zu entnehmen. Die Brennerpendelung erfolgte mit einer Frequenz von 1 Hertz und einer Amplitude von 3,5 mm.

Mit Hilfe der Brennerpendelung kann das abnehmende Benetzungsverhalten nicht vollständig kompensiert werden. Dies trifft vorrangig für ein v_{MSG}/v_{HD} -Verhältnis von 1 ($v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$) zu, einhergehend mit einer erhöhten Anfälligkeit für Bindefehler am Übergang zum Grundwerkstoff. Das Verschleißverhalten der erzeugten Auftragschweißungen wird hierdurch nicht negativ beeinträchtigt.

Die Verringerung des Aufschmelzgrades und die damit einhergehende Zunahme des Primärkarbidanteils wirken sich positiv auf die Verschleißbeständigkeit aus (s. Abbildung 97). Hierbei ist eine kontinuierliche Zunahme des Verschleißwiderstandes I/W_{VR} von 3,3 auf 4,5 erkennbar. Im Vergleich zu den Grundlagenuntersuchungen fallen die erzielten Primärkarbidanteile 17 A-% höher aus (vgl. Kapitel 5.2.2). Dies ist auf den Nahtüberlapp und das partielle Auftragschweißen auf die bereits aufgetragenen Raupen zurückzuführen. Ferner bestätigen die Untersuchungen, dass die Härte keine Aussage zum Primärkarbidanteil und zur Verschleißbeständigkeit liefert.

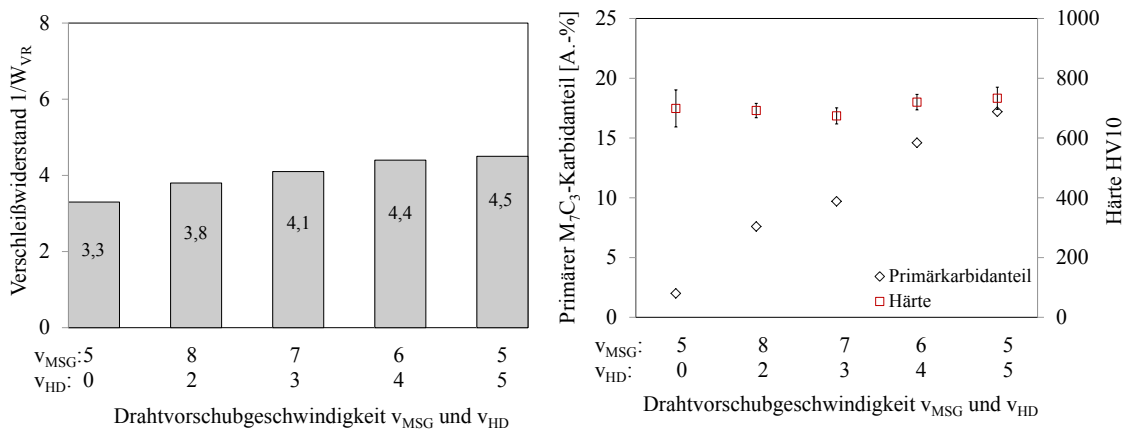


Abbildung 97: Volumetrischer Verschleißwiderstand I/W_{VR} von $FeCrC$ -Hartlegierungen in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} und Korrelation mit Primärkarbidanteil bzw. Härte HV10.

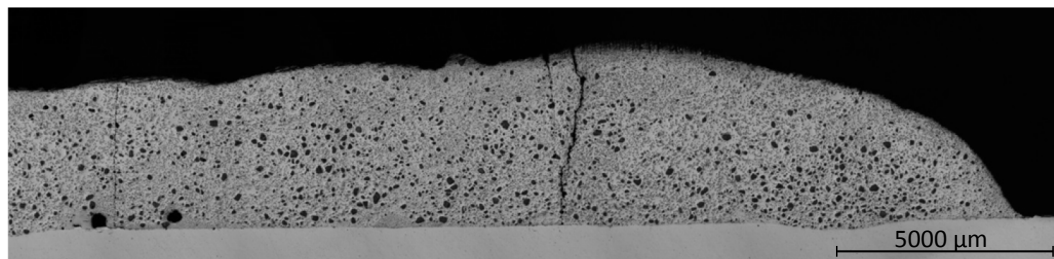
5.4.2 Untersuchungen an Ni-WSC-MMC

Um die Verweilzeit von WSC im Schmelzbad gering zu halten, wurden die flächigen Ni - WSC -Auftragschweißungen mittels Strichraupentechnik realisiert. Als Referenzprobe dient eine MSG -Schweißung ($v_{MSG} = 4 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 20 \text{ V}$) mit geringem Drahtvorschub im Kurzlichtbogen.

Sowohl die MSG - HD - als auch die MSG -Auftragschweißung zeigen Aufschmelzgrade unter 5 % (s. Abbildung 98). Die WSC -Anteile der MSG - HD -Auftragschweißung ($v_{MSG} = 10 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 10 \text{ m/min}$, $v_s = 1 \text{ m/min}$) betragen ca. 11,5 A-% und sind ver-

gleichbar mit vorangegangenen Untersuchungen (vgl. Kapitel 5.3.3). Hingegen fallen die *WSC*-Anteile der *MSG*-Referenzprobe mit ca. 7,5 A-% vergleichsweise gering aus. Dies ist auf die höhere thermische Beanspruchung der bereits aufgetragenen Lagen beim *MSG*-Prozess zurückzuführen, wodurch die Auflösung von *WSC* begünstigt wird. Hingegen verdeutlicht der Verlauf der Schmelzlinie beim *MSG-HD*-Verfahren, dass die bereits aufgetragenen Raupen im Vergleich zum *MSG*-Prozess nur minimal angeschmolzen werden. Dies lässt auf einen niedrigeren Wärmeeintrag schließen.

$$v_{MSG} = 4 \text{ m/min}, U_{MSG} = 20 \text{ V}, v_S = 240 \text{ mm/min}$$



$$v_{MSG} = 10 \text{ m/min}, v_{HD} = 10 \text{ m/min}, v_S = 1000 \text{ mm/min}$$

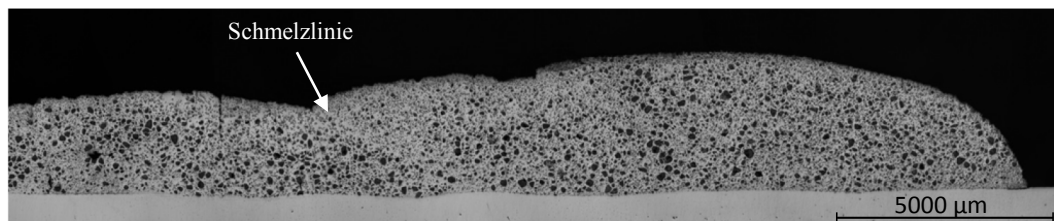


Abbildung 98: Vergleich zwischen einer *MSG-HD*- (unten) und *MSG*-Auftragschweißung.

Dementsprechend ist die Verschleißbeständigkeit der *MSG-HD*-auftragsgeschweißten Proben mit einem I/W_{VR} -Wert von 5,3 vergleichsweise größer (s. Abbildung 99).

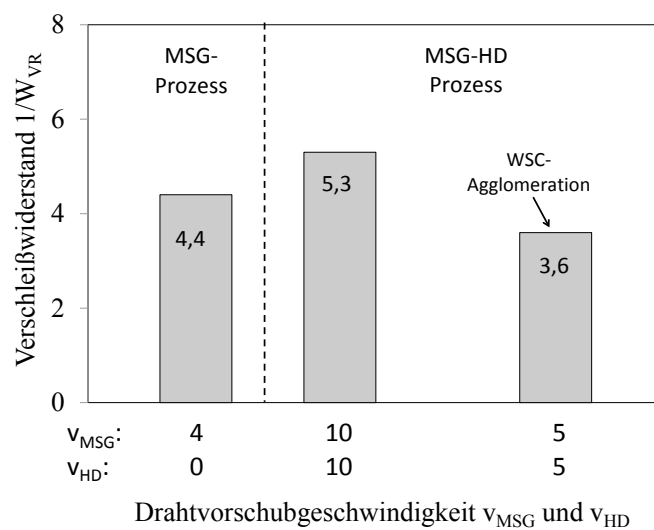


Abbildung 99: Volumetrischer Verschleißwiderstand I/W_{VR} der in Abbildung 98 dargestellten *MSG*-Auftragschweißung ($v_{MSG} = 4 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 20 \text{ V}$, $v_S = 240 \text{ mm/min}$) und *MSG-HD*-Auftragschweißung ($v_{MSG} = 10 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 10 \text{ m/min}$, $v_S = 1000 \text{ mm/min}$).

Hervorzuheben ist zudem, dass die Abschmelzleistung des *MSG-HD*-Verfahrens im Vergleich zum *MSG*-Referenzprozess 5-mal höher ausfällt. Der Abfall des Verschleißwiderstandes bei geringen Drahtvorschüben v_{MSG} bzw. v_{HD} von 5 m/min (vgl. Abbildung 99) ist auf die in Kapitel 5.3.3 beschriebene Bildung von *WSC*-Agglomeraten im Heißdraht zurückzuführen (s. Abbildung 100). Diese wirken nicht als Barriere gegenüber dem Abrasiv, sondern neigen zu Ausbrüchen, wodurch der Verschleißwiderstand herabgesetzt wird.

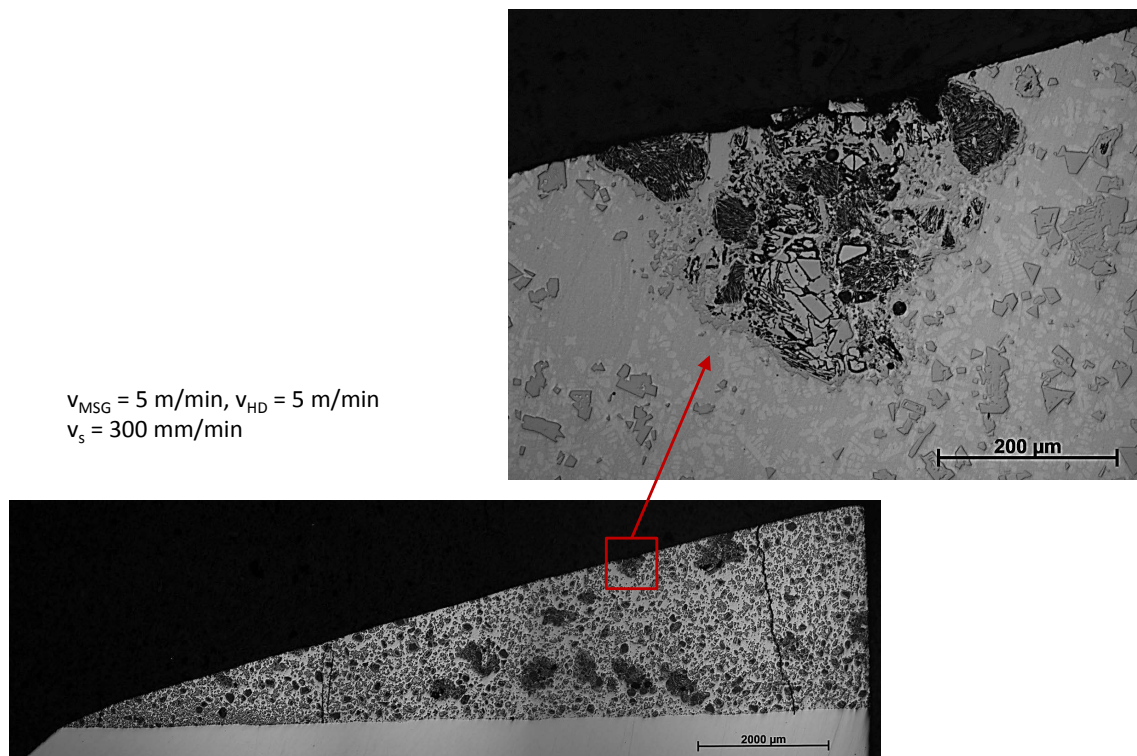


Abbildung 100: Querschliff durch eine *MSG-HD*-Probe nach dem Verschleißtest. Der geringe Verschleißwiderstand ($1/W_{VR} = 3,6$) wird durch *WSC*-Agglomerate verursacht, welche sich bei geringeren Drahtvorschüben v_{HD} im Heißdraht bilden.

5.4.3 Fazit

Zusammenfassend ergeben sich somit folgende Teilergebnisse und Schlussfolgerungen:

- In Abhängigkeit des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} kann der Aufschmelzgrad definiert eingestellt werden. Ein zunehmender Heißdrahtanteil führt im Fall des Legierungssystems *Fe-Cr-C* zu einer Erhöhung des Primärkarbidanteils und der Verschleißbeständigkeit im Vergleich zum *MSG*-Prozess.
- Mit dem *MSG-HD*-Verfahren können auch bei hohen Abschmelzleistungen von ca. 12 kg/h aufmischungsarme, flächige Auftragschweißungen (*A* ca. 5 %) realisiert werden. Im Fall von *Ni-WSC-MMC* ist die Verschleißbeständigkeit mit dem *MSG*-Prozess vergleichbar, die Abschmelzleistung jedoch 5-fach höher.
- Geringe Drahtvorschübe $v_{HD} \leq 6 \text{ m/min}$ sind beim *MSG-HD*-Verfahren aufgrund von *WSC*-Agglomeraten im Heißdraht zu vermeiden. Diese führen zu Ausbrüchen und beeinträchtigen die Verschleißbeständigkeit.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Der Einsatz eines Heißdrahtes beim *MSG*-Auftragschweißen eröffnet die Möglichkeit, Material- und Energieeintrag zu entkoppeln. Deutlich wird dies bei Betrachtung der Leistungsbilanz, wonach die zum Aufschmelzen des Zusatzdrahtes notwendige Heißdrahtleistung P_{HD} einen Bruchteil (1/10 bis 1/5) der *MSG*-Leistung beträgt. Im Vergleich zum konventionellen *MSG*-Prozess kann die teilweise Materialeinbringung über den Heißdraht eine Verringerung der Gesamtprozessleistung um 30 % bewirken.

Am Beispiel einer primärkarbidischen *FeCrC*-Hartlegierung wurden die Auswirkungen auf die makroskopischen Nahteigenschaften untersucht. Es zeigt sich, dass der Aufschmelzgrad unabhängig von der Abschmelzleistung eingestellt werden kann und über das Drahtvorschubverhältnis v_{MSG}/v_{HD} beschreibbar ist. Zunehmende Heißdrahtanteile führen dabei zu einer Verringerung des Aufschmelzgrades, was einer Abnahme der mittleren Schmelzbadtemperaturen zugewiesen werden kann. Ein direkter Zusammenhang wird zwischen dem Aufschmelzgrad und der massebezogene Streckenenergie E_M festgestellt, einem eingeführten Kennwert, welcher neben der elektrischen Energie auch die aufgetragene Masse durch Heißdraht und *MSG*-Draht berücksichtigt.

Als Ergebnis kann eine Abschmelzleistung von ca. 9 kg/h bei einem Aufschmelzgrad von ca. 12 % erzielt werden. Hingegen liegen beim konventionellen *MSG*-Prozess Aufschmelzgrade von ca. 40 % bei deutlich geringeren Abschmelzleistungen vor.

Mikrostrukturell geht die Verringerung des Aufschmelzgrades mit einem veränderten Ausscheidungsverhalten einher. Die treibende Kraft ist das *Cr/C*-Äquivalent, welches sich durch den Heißdrahteinfluss dem Referenzwert einer *MSG*-Mehrlagenschweißung annähert. Im Gegensatz zum *MSG*-Prozess wird hierdurch bereits in der ersten Lage die Ausscheidung chromreicher M_7C_3 -Primärkarbide mit einem prozentualen Anteil von ca. 16 A-% ermöglicht. Die metallurgischen Eigenschaften einer *MSG*-Mehrlagenschweißung (25 A-%) können dennoch nicht vollständig kompensiert werden.

Weiterführend wird anhand einer *FeV12*-Legierung aufgezeigt, dass die Mikrostruktur über den Heißdraht unmittelbar beeinflusst wird. Zu nennen sind Kornfeinungseffekte, welche auf die Stabilisierung von Fremdkeimen im Schmelzbad zurückgeführt werden.

Untersuchungen an *Ni-WSC-MMC* hatten vorrangig die Beeinflussung des Hartphasenanteils und der *WSC*-Charakteristik zum Ziel. Bei einer Abschmelzleistung von 12 kg/h

können aufmischungsarme Auftragschweißungen (A ca. 8 %) mit maximalen WSC -Anteilen von ca. 11 A -% realisiert werden. Die beim MSG -Prozess erzielten maximalen WSC -Anteile von ca. 20 A -% werden nicht erreicht, auch wenn diese auf ein kleines Prozessfenster im Kurzlichtbogen ($v_{MSG} = 4 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 18\text{-}20 \text{ V}$) und geringen Abschmelzleistungen von ca. 2,4 kg/h begrenzt sind.

Um vergleichende Betrachtungen zum WSC -Zersetzungsverhalten zwischen dem MSG - und MSG - HD -Verfahren vornehmen zu können, wurde ein Zersetzungskennwert eingeführt, der eine quantitative Beurteilung der thermisch bedingten WSC -Auflösung ermöglicht. Hierdurch kann der Einfluss des Fe -Anteils in der Schmelze, der Verweilzeit der WSC im Schmelzbad und die Wirkung des Lichtbogens auf die WSC -Zersetzung separat bewertet werden. Demnach übt der in der Schmelze gelöste Fe -Anteil (als Funktion des Aufschmelzgrades) einen dominanten Einfluss auf die WSC -Zersetzung aus, was sich in der bevorzugten Bildung Fe -reicher „ WC - $WNiFe$ “ Komplexphasen äußert. Der Einfluss der WSC -Verweilzeit t_{WSC} ist vergleichsweise gering.

Weiterführend kann mit Hilfe des Modells der geringere WSC -Anteil beim MSG - HD -Verfahren (im Vergleich zum MSG -Prozess) der thermischen WSC -Zersetzung im Lichtbogen zugewiesen werden. Danach ist die thermische Zersetzung der WSC im Globulartransfer ca. zweimal höher als im Kurzlichtbogen.

Ferner wird im Rahmen dieser Arbeit erstmals die Bildung des WSC -Zersetzungssaums in Ni -Basis-Legierungen experimentell nachvollzogen. Dabei wird die WSC -Zersetzung durch die selektive Auflösung des thermisch instabileren W_2C eingeleitet. Die Bildung des Zersetzungssaums resultiert schließlich in der Ausscheidung von WC in der Schmelze, wobei das verbliebene WSC als Impfkern fungiert.

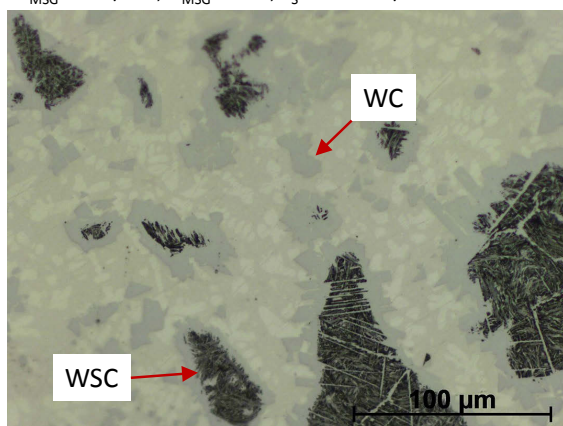
Als Ausblick ist festzuhalten, dass der Entstehungsmechanismus des Zersetzungssaums nur bedingt auf andere Schweißprozesse übertragbar ist. Verdeutlicht wird dies durch einen unmittelbaren Vergleich zwischen dem PTA - und MSG -Verfahren, wobei sich die Morphologie des ausbildenden WSC -Phasensaums deutlich voneinander abgrenzt. Somit ist anzunehmen, dass die ablaufenden Diffusionsprozesse von den thermischen Randbedingungen abhängig sind. Diesbezüglich sollten weitere Untersuchungen erfolgen, um die Erkenntnisse auf andere Prozesse mit unterschiedlichem T - t -Régime zu übertragen.

Zudem sollten weiterführende Untersuchungen zum Einfluss der Legierungselemente auf das Zersetzungs- und Ausscheidungsverhalten vorgenommen werden. In diesem

Zusammenhang deutet Abbildung 101 an, dass sich *B* und *Si* maßgeblich auf das Ausscheidungsverhalten auswirken. Unter Berücksichtigung folgender Annahmen sollten somit weiterführende Forschungsarbeiten vorgenommen werden:

- *B* und *Si* fördern die Ausscheidung primärer Monowolframkarbide.
- *B* und *Si* wirken der Entstehung von η -Karbiden entgegen.
- *B* und *Si* beeinflussen die Zersetzung von *WSC*.

NiBSi mit WSC; Aufschmelzgrad: 8,5 %
 $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 20 \text{ V}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$



Ni mit WSC; Aufschmelzgrad: 11,3 %
 $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 18 \text{ V}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$

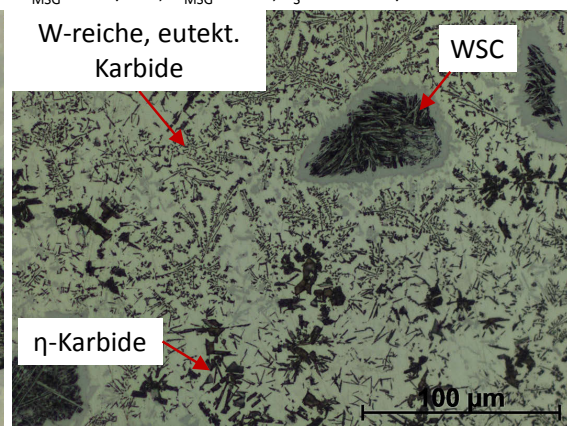


Abbildung 101: Mikrostruktur von MSG-Auftragschweißungen zweier unterschiedlicher *Ni-WSC-MMC* bei vergleichbaren Aufschmelzgraden. Links: *NiBSi*-Matrix mit *WSC*; Rechts: *Ni*-Matrix mit *WSC*.

8 Literaturverzeichnis

- ALB17 <https://www.ualberta.ca/~ccwj/videos/pages/Intro%20High%20Speed/>,
Abruf: 10. Januar 2017.
- ALI15 Ali, Y.; Günther, K.; Burt, A.; Bergmann, J.P.: Laser-assisted GMAW hardfacing. In: Welding Journal 94 (2015), S. 267-273.
- AMA09 Amado, J.M.; Tobar, M.J.; Alvarez, J.C.; Lamas, J.; Yanez, A.: Laser cladding of tungsten carbides (spherotene) hardfacing alloys for the mining and mineral industry. In: Applied Surface Science 255 (2009), S. 5553-5556.
- ARE09 Aretov, I.: Einfluss der Kaltdrahtzufuhr beim Unterpulverschweißen von hochwarmfesten Nickelbasislegierungen, RWTH Aachen, Dissertation, 2009.
- ARI09 Arita, H.; Morimoto, T.; Nagaoka, S.; Nakano, T.: Development of advanced 3-electrode MAG high-speed horizontal fillet welding process. In: Welding in the World 53 (2009), S. 35-43.
- AST190 ASTM G190-15: Standard guide for developing and selecting wear tests. Ausgabedatum: 2015.
- AST65 ASTM G65-4: Standard test method for measuring abrasion using the dry sand / rubber wheel apparatus. Ausgabedatum: 2010.
- AZI10 Azimi, G.; Shamanian, M.: Effect of silicon content on the microstructure and properties of Fe-Cr-C hardfacing alloys. In: Journal of Materials Science 45 (2010), S. 842-849.
- BAC05 Bach, F.W.; Möhwald, K.; Laarmann, A.; Wenz, T.: Moderne Beschichtungsverfahren. Wiley-VCH, 2005.
- BAD08 Badisch, E.; Kirchgassner, M.: Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. In: Surface and Coatings Technology 202 (2008), S. 6016-6022.
- BAS12 Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. Springer, 2012.
- BER08 Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen. Springer, 2008.
- BHU01 Bhushan, B.: Modern Tribology Handbook – Band 2: Material coatings and industrial applications. CRC Press LLC, 2001.
- BLU00 Blunt, F.J.: Magnetic arc oscillation for weld surfacing, using mechanized TIG, MIG and PTA processes. In: Surfacing - Core Research from TWI, Abington, Cambridge, UK, 2000.

- BOC05 Bock, A.: Untersuchungen zum Plasma-Pulver-Auftragschweißen zur Verarbeitung von Ni-Basislegierungen zum Korrosions- und Verschleißschutz, TU Clausthal, Dissertation, 2005.
- BOR15 Borle, S.D.; Le Gall, I.; Mendez, P.F.: Primary chromium carbide fraction control with variable polarity SAW. In: *Welding Journal* 94 (2015), S. 1-7.
- BOU88 Bouaifi, B.: Beitrag zum Plasma-Heißdraht-Auftragschweißen dünner aufmischungsarmer Schutzschichten gegen Korrosion in wässrigen Lösungen, TU Clausthal, Dissertation, 1988.
- BOU92 Bouaifi, B.: Hochleistungs-PTA-Auftragschweißen, Leistungssteigerung und Standzeitverbesserung verschleiß- und korrosionsbeanspruchter Bauteile. In: *Schweissen und Schneiden* 12 (1992), S. 675-677.
- BOU93 Bouaifi, B.; Gebert, A.; Heinze, H.: Plasma-Pulver-Auftragschweißen zum Verschleißschutz abrasiv beanspruchter Bauteile mit Kantenbelastung. In: *Schweissen und Schneiden* 45 (1993), S. 506-509.
- BOU97 Bouaifi, B.; Bartzsch, J.; Gebert, A.; Heinze, H.: Untersuchungen zum Plasma-Auftragschweißen von verschleißfesten Hartstoffschichten mit Vanadiumcarbiden. In: *Schweissen und Schneiden* 49 (1997), S. 213-219.
- BOU01 Bouaifi, B.: Eigenschaftsvorhersage hartstoffverstärkter Schutzschichten durch werkstoff- und prozessbezogene Modellierung der Karbidauflösungskinetik, TU Clausthal, Habilitationsschrift, 2001.
- BRA04 Bratberg, J.; Frisk, K.: An experimental and theoretical analysis of the phase equilibria in the Fe-Cr-V-C system. In: *Metallurgical and Materials Transactions* 35A (2004), S. 3649-3663.
- BRN87 Berns, H.; Fischer A.: Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B. In: *Metallography* 20 (1987), S. 401-429.
- BRN98 Berns, H.: Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe. Springer, 1998.
- BUC05 Bucheley, M.F.; Gutierrez, J.C.; Leon, L.M.; Toro, A.: The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. In: *Wear* 259 (2005), S. 52-61.
- BUD05 Budig, B.: EWM-forceArc® - ein kraftvolles Werkzeug zum MIG-/MAG-Schweißen. Fachbeitrag der EWM AG, 2005.
- BUR12 Burt, A.: Nachhaltige thermische Oberflächenbeschichtung durch innovative Schweißprozesse bei automatisierten Anwendungen. Fachbeitrag der EWM Group AG, 2012.
- CHA10-1 Chang, C.M.; Chen, Y.C.; Wu, W.: Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe-Cr-C hardfacing alloy. In: *Tribology International* 43 (2010), S. 929-934.

- CHA10-2 Chang, C.M.; Chen, L.H.; Lin, C.M.; Chen, J.H.; Fan, C.M.; Wu, W.: Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe-Cr-C cladding with various carbon contents. In: Surface and Coatings Technology 205 (2010), S. 245-250.
- CHO11 Choi, L.; Wolfe, M.; Yarmurch, M.; Gerlich, A.: Effect of welding parameters on tungsten carbide metal-matrix-composites produced by GMAW. In: Proceedings of Canadian Welding Association Conference, Alberta, Canada, 2011.
- COC02 Cockeram, B.V.: The fracture toughness and toughening mechanisms of nickel-base wear materials. In: Metallurgical and Materials Transactions 33A (2002), S. 33-56.
- COF11 N.N.: Datenblatt der Corodur Fülldraht GmbH zum Schweißzusatzwerkstoff Corocarb Ni, 2011.
- COF14 N.N.: Analysenangaben des Schweißzusatzwerkstoffs Corocarb Ni. Werkzeugzeugnisse 2014 bis 2016.
- COO00 Choo, S.H.; Kim, C.K.; Euh, K.; Lee, S.: Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of hardfacing alloys reinforced with complex carbides. In: Metallurgical and Materials Transactions 31A (2000), S. 3041-3052.
- COR07-1 Correa, E.O.; Alcantara, N.G.; Tecco, D.G.; Kumar, R.V.: Development of an iron-based hardfacing material reinforced with Fe-(TiW)C composite powder. In: Metallurgical and Materials Transactions 38A (2007), S.937-945.
- COR07-2 Correa, E.O.; Alcantara, N.G.; Tecco, D.G.; Kumar, R.V.: The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system. In: Metallurgical and Materials Transactions 38A (2007), S. 1671-1680.
- COR09 Coronado, J.J.; Caicedo, H.F.; Gomez, A.L.: The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. In: Tribology International 42 (2009), S.745-749.
- COR12 Coronado J.J.: Effect of abrasive size on wear, abrasion resistance of materials, InTech, 2012.
- COT09 Choteborsky, R.; Hrabe, P.; Müller, M.; Savkova, J.; Jirka, M.; Navratilova, M.: Effect of abrasive particle size on abrasive wear of hardfacing alloys. In: Research in Agricultural Engineering 55 (2009), S.101-113.
- COT11 Choteborsky, R.; Hrabe, P.; Kabutey, A.: The effect of microstructure of the hypoeutectic Fe-Cr-C hardfacing on abrasive wear. In: Scientia Agriculturae Bohemica 42 (2011), S. 127-132.

- COV14 N.N.: Technisches Datenblatt – Corthal FeV12 G. Corodur Verschleißschutz GmbH, 2014.
- CZI10 Czichos, H.; Habig, K.: Tribologie Handbuch – Reibung und Verschleiß. Vieweg und Teubner, 2010.
- DEN15 Deng, D.; Zhang, L.; Niu, T.; Liu, H.; Zhang, H.: Microstructures and wear performance of PTAW deposited Ni-based coatings with spherical tungsten carbide. In: Metals 5 (2015), S. 1984-1996.
- DET04 Deters, L.: Grundsätzliches zu Reibung und Verschleiß in der technischen Anwendung. In: Magdeburger Wissenschaftsjournal 1 (2004), S. 16-26.
- DIL72 Diltthey, U.: Beitrag zur Lichtbogensteuerung durch transversale Zusatzmagnetfelder bei mechanischen Lichtbogenschweißverfahren, RWTH Aachen, Dissertation, 1972.
- DIL06 Diltthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Schweiß- und Schneidtechnologien. Springer, 2006.
- DIL08 Diltthey, U.; Reisgen, U.; Aretov, I.: Verbesserung der Heißrissicherheit beim Schweißen von Nickel-Basislegierungen durch UP-Kaltdrahtschweißverfahren. In: Schweissen und Schneiden 60 (2008), S. 88-96.
- DRA95 Draugelates, U.: Untersuchungen zum Plasma-Heißdraht-Auftragschweißen mit den Duplex-Werkstoffen X-2 CrNiMoN 22-5-3 und X-2 CrNiMoN 25-7-4. Abschlussbericht zum Aif-Forschungsvorhaben 8854, Clausthal-Zellerfeld, 1995.
- ECH13 Echtermeyer, P.: Plattieren und Panzern von Korrosions- und Verschleißschichten mittels geregelter Kurzlichtbogenschweißprozess, TU Clausthal, Dissertation, 2013.
- EMA12 Emamian, A.; Alimardani, M.; Khajepour, A.: Correlation between temperature distribution and in situ formed microstructure of Fe-TiC deposited on carbon steel using laser cladding. In: Applied Surface Science 258 (2012), S. 9025-9031.
- EN6507 N.N.: DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren. 2006.
- EN10025 N.N.: DIN EN 10025-2: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle. 2005.
- EN10027 N.N.: DIN EN 10027-1: Bezeichnungssysteme für Stähle - Teil 1: Kurznahmen. 2005.
- EN14700 N.N.: DIN EN 14700: Schweißzusätze – Schweißzusätze zum Hartauftragen. 2014.

- ESA13 N.N: ICE™ - Integrated cold electrode, patents pending. Informationsbröschüre der ESAB Gruppe, 2013.
- EWM09 N.N.: EWM Schweißlexikon. Mündersbach, 2009.
- FAH03 Fahrenwald, H.J.: Praxiswissen Schweißtechnik. Werkstoffe, Prozesse, Fertigung. Vieweg und Teubner, 2003.
- FIL09 Filipovic, M.; Romhanji, E.; Kamberovic, Z.; Korac, M.: Matrix microstructure and its micro-analysis of constituent phases in as-cast Fe-Cr-C-V alloys. In: Materials Transactions 50 (2009), S. 2488-2492.
- FIS83 Fischer, A.: Hartlegierungen auf Fe-Cr-C-B-Basis für die Auftragschweißung, Ruhr-Universität Bochum, Dissertation, 1984.
- FRI13 Frisch, W.; Günther, K.; Bergmann, J.P.: Aufmischungsarmes, endkonturnahes Auftragschweißen hartstoffverstärkter Fe-Hartpanzerungen mittels geregelter, energiereduzierter MSG-Kurzlichtbogentechnik. In: Schweissen und Schneiden 65 (2013), S. 602-607.
- GAH87 Zum Gahr, K.-H.: Microstructure and wear of materials. Elsevier, 1987.
- GAL13 Gallo, S.C.; Alam, N.; O'Donnell, R.: In-situ precipitation of TiC upon PTA hardfacing with grey cast iron and titanium for enhanced wear resistance. In: Surface and Coatings Technology 214 (2013), S. 63-68.
- GAO13 Gao, S.; Nakashin, H.; Yamamoto, M.; Shinozaki, K.; Kadoi, K.; Watanabe, H.; Kanazawa, T.; Gerlich, A. P.: Development of WC hardfacing welding process using pulse heated hot-wire gas tungsten arc welding process. In: Quarterly Journal of the Japan Welding Society 31 (2013), S. 57-60.
- GEB07 Gebert, A.: Charakterisierung und Qualifizierung hoch carbildhaltiger Verschleißschutzbeschichtungen für den Einsatz unter korrosiven Bedingungen. In: Schweissen und Schneiden 59 (2007), S. 138-145.
- GEI97 Geipl, H.: Neue Entwicklungen beim MSG (Metallschutzgas)-Schweißen von Ni-Werkstoffen. Fachbeitrag der Linde AG, 1997.
- GEO07 St-Georges, L.: Development and characterization of composite Ni-Cr + WC laser cladding. In: Wear 263 (2007), S. 562-566.
- GER16 Gerk, Ch.; Yan-Gerk, L.; Wesling, R.; Reiter, R.: Highly carbide filled composite materials for the mining and drilling industry. In: Materials Science and Engineering 118 (2016), S. 1-6.
- GOE05 Goecke, S.-F.: Energiereduziertes Lichtbogen-Fügeverfahren für wärmeempfindliche Werkstoffe. Fachbeitrag der EWM AG, 2005.
- GRO08 Gross, V.: Ni-base filler Thermanit 625 in the offshore industry. Fachvortrag der Böhler Schweißtechnik Deutschland GmbH, Teheran, Iran, 2008.

- GSI06 N.N.: Lehrunterlagen zur Ausbildung zum Schweißfachingenieur. Gesellschaft für Schweißtechnik International, Düsseldorf, 2006.
- GÜN13 Günther, K.; Schulze, R.; Bergmann, J.P.: Hot wire assisted gas metal arc welding of Ni-TC hardfacings. In: *Welding and Cutting* 12 (2013), S. 382-387.
- GÜN14-1 Günther, K.; Schulze, R.; Bergmann, J.P.: Steigerung der Prozesseffizienz des MSG-Auftragschweißens durch den Einsatz einer zusätzlichen Heißdrahtzuführung. In: *Tagungsband zur 10. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen*, Halle (Saale), 2014.
- GÜN14-2 Günther, K.; Schröder, T.; Bergmann, J.P.: AC-Heißdraht unterstütztes MSG-Auftragschweißen – Potenziale und Herausforderungen. In: *Tagungsband zur Großen Schweißtechnischen Tagung*, Berlin, 2014.
- GUE14-1 Guest, S.D.; Gerlich, A.P.; Mendez, P.F.: Depositing Ni-WC wear resistant coatings with hot wire assisted GTAW. In: *CCWJ Publications*, 2011.
- GUE14-2 Guest, S.D.; Chapuis, J.; Wood, G.; Mendez, P.F.: Non-wetting behaviour of tungsten carbide powders in nickel weld pool: new loss mechanism in GMAW overlays. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 19 (2014), S. 133-141.
- GUE14-3 Guest, S.D.: Depositing Ni-WC Wear Resistant Overlays with Hot-Wire Assist Technology, University of Alberta, Dissertation, 2014.
- GUO13 Guoqing, C.; Xuesong, F.; Yanhui, W.; Shan, L.; Wenlong, Z.: Microstructure and wear properties of nickel-based surfacing deposited by plasma transferred arc welding. In: *Surface and Coatings Technology* 228 (2013), S. 276-282.
- GUP75 Gupta, D.K.; Seigle, L.L.: Free energies of formation of WC and W₂C and the thermodynamic properties of carbon in solid tungsten. In: *Metallurgical Transactions* 6A (1975), S. 1939-1944.
- HÄS15 Häßler, M.; Rose, S.; Füßel, U.; Günther, K.; Eiber, M.; Bergmann, J.P.: Herstellen gradiert Verschleißschutzschichten durch MSG-Tandemschweißen mit zusätzlicher Hartstoffeinbringung. In: *Tagungsband zur Großen Schweißtechnischen Tagung*, Nürnberg, 2015.
- HAU85 Hausmann, J.; Kuhn, F.: MIG-Auftragschweißen mit zusätzlichem stromlosen Schweißdraht. In: *ZIS-Mitt.* 27 (1985), S. 599-603.
- HEI91 Heinze, H.; Gebert, A.; Bouaifi, B.; Ait-Mekideche, A.: Korrosionsbeständige Auftragschweißschichten auf Eisenbasis mit hoher Verschleißbeständigkeit. In: *Schweißen und Schneiden* 51 (1991).
- HEJ06 Hejwowski, J.: Investigations of corrosion resistance of Fe-, Ni- and Co-based hardfacings. In: *Vacuum* 80 (2006), S. 1386-1390.

- HEM13-1 Hemmati, I.; Ocelik, V.; De Hosson, J.Th.M.: Advances in laser surface engineering: tackling the cracking problem in laser-deposited Ni-Cr-B-Si-C alloys. In: Journal of the Minerals, Metals and Materials Society 65 (2013), S.741-748.
- HEM13-2 Hemmati, I.; Ocelik, V.; De Hosson, J.Th.M.: Toughening mechanisms for Ni-Cr-B-Si-C laser deposited coatings. In: Materials Science and Engineering 582A (2013), S.305-315.
- HEM13-3 Hemmati, I.; Huizenga, R.M.; Ocelik, V.; De Hosson, J.Th.M.: Microstructural design of hardfacing Ni-Cr-B-Si-C alloys. In: Acta Materialia 61 (2013), S. 6061-6070.
- HEN10 Henon, B.K.: Hot wire narrow groove welding and cladding with nickel-based alloys. In: Focus on Nuclear Power Generation (2010), S. 20-23.
- HEN17 Henckell, P.; Bergmann, J.P.: Erarbeiten einer Strategie zum effizienten MSG-Fülldrahtauftragschweißen hartstoffverstärkter Verschleißschuttschichten mittels magnetisch beeinflusstem Lichtbogen. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 18.089 B, Ilmenau, 2017.
- HER05-1 Hermann, J.; Cramer, H.: Untersuchungen zum MSG-Auftragschweißen mit Flachdrahtelektroden. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 13.408B, München, 2005.
- HER05-2 Hermann, J.: Aufmischungsarmes Auftragschweißen. Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben 362/03, Halle, 2005.
- HER06 Hermann, J.; Ströfer, M.; Pommer, S.; Cramer, H.: MSG-Auftragschweißen mit Flachdrahtelektroden. In: Schweißen und Schneiden 58 (2006).
- HNI15-1 Heinitz, A.; Rose, S.; Füßel, U.: Using Hot-Wire GMAW with different filler wire composites for reducing the hazardous substances in welding fumes. In: 68th IIW Annual Assembly, SG212 – The physics of welding, Helsinki, Finland, 2015.
- HNI15-2 Heinitz, A.; Rose, S.; Füßel, U.: Reduzierung des Gefährdungspotentials von MSG-Schweißbrauchen durch Einsatz von Zusatzdraht. In: Tagungsband zur Großen Schweißtechnischen Tagung, Nürnberg, 2015.
- HOK88 Hokkirigawa, K.; Kato, K.: An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. In: Tribology International 21 (1988), S. 51-57.
- HOR04 Hori, K.; Watanabe, H.; Myoga, T.; Kusano, K.: Development of hot wire TIG welding methods using pulsed current to heat filler wire - research on pulse heated hot wire TIG welding process. In: Welding International 18 (2004), S. 456-468.

- HOR10 Horn, D.B.: Dual hot wire / cold wire gas tungsten arc cladding procedure developed to significantly improve deposition rate. Fachvortrag auf der New Welding Technologies Conference, Ft. Lauderdale, Florida, USA, 2010.
- HU06 Hu, J.; Tsai, H.L.: Effects of current on droplet generation and arc plasma in gas metal arc welding. In: *Journal of Applied Physics* 100 (2006), S. 1-11.
- HU07-1 Hu, J.; Tsai, H.L.: Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: The arc. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 50 (2007), S. 833-846.
- HU07-2 Hu, J.; Tsai, H.L.: Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part II: The metal. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 50 (2007), S. 808-820.
- IOR08 Iodachescu, D.; Quintino, L.: Steps towards a new classification of metal transfer in gas metal arc welding. In: *Journal of Materials Processing Technology* 202 (2008), S. 391-397.
- IZD10 Izdinska, Z.; Nasher, A.; Izdinsky, K.: The structure and properties of composite laser clad coatings with Ni based matrix with WC particles. In: *Materials Engineering* 17 (2010), S. 1-5.
- JON11 Jones, M.; Waag, U.: The influence of carbide dissolution on the erosion-corrosion properties of cast tungsten carbide / Ni-based PTAW overlays. In: *Wear* 271 (2011), S. 1314-1324.
- JUS10 Just, C.; Badisch, E.; Wosik, J.: Influence of welding current on carbide/matrix interface properties in MMCs. In: *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010), S. 408-414.
- KAD10 Kadoi, K.; Shinozaki, K.; Yamamoto, M.; Takayangi, D.; Nishimoto, A.; Owaki, K.; Inose, K.: Development of high-efficiency / high-quality hot-wire laser fillet welding process. In: *Transactions of Joining and Welding Research Institut* 39 (2010), S. 47-49.
- KAH13 Kah, P.; Suoranta, R.; Martikainen, J.: Advanced gas metal arc welding processes. In: *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 67 (2013), S. 655-674.
- KAT11 Katsich, C.; Badisch, E.: Effect of carbide degradation in a Ni-based hardfacing under abrasive and combined impact / abrasive conditions. In: *Surface and Coatings Technology* 206 (2011), S.1062-1068.
- KER10 Keränen, M.: Effect of welding parameters of plasma transferred arc welding method on abrasive wear resistance of 12V tool steel deposit, Aalto University School of Science and Technology, Dissertation, 2010.

- KHV14 Khvan, A.; Hallstedt, B.; Broeckmann, C.: A thermodynamic evaluation of the Fe-Cr-C system. In: CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry 46 (2014), S. 24-33.
- KIL02 Killing, R.; Killing, U.: Kompendium der Schweißtechnik. Band 1: Verfahren der Schweißtechnik. DVS-Verlag, 2002.
- KIM93 Kim, Y.-S.; Eagar, T.W.: Analysis of metal transfer in gas metal arc welding. In: Welding Journal (1993), S. 269-278.
- KLE09 Klemm, R.: Thermoelemente in der industriellen Praxis. Fachbeitrag der Röseler Messtechnik GmbH, Werne a.d. Lippe, 2009.
- KLI05 Klimpel, A.; Dobrzanski, L.; Lisiecki, A.; Janicki, D.: The study of properties in Ni-WC wires surfaced deposits. In: Journal of Materials Processing Technology 164-165 (2005), S. 1046-1055.
- KLI08 Klimpel, A.; Kik, T.: Erosion and abrasion wear resistance of GMA wire surfaced nanostructural deposits. In: Archive of Material Science and Engineering 30 (2008), S. 121-124.
- KNO74 Knotek, O.; Lugscheider, E.: On the structure of Ni-Cr-B-Si hardfacing alloys and their bonding reactions. In: Journal of Vacuum Science and Technology 11 (1974), S. 798-801.
- KOT95 Kotecki, D.J.; Ogborn, J.S.: Abrasion resistance of iron-based hardfacing alloys. In: Welding Journal (1995), S. 269-278.
- KOU03 Kou, S.: Welding Metallurgy. John Wiley & Sons, 2003.
- KRU10 Kruszynski, J.; Köpf, A.; Pitonak R.: Hochproduktive Werkzeugbeschichtungen. In: Intelligent produzieren, Springer, 2010.
- KUB04 Kublii, V.Z.; Velikanova, T.Y.: Ordering in the carbide W_2C and phase equilibria in the tungsten-carbon system in the region of its existence. In: Powder Metallurgy and Metal Ceramics 43 (2004), S. 630-644.
- KUM00 Kumar, S.; Mondal, D.P.; Jha, A.K.: Effect of microstructure and chemical composition of hardfacing alloy on abrasive wear behaviour. In: Journal of Materials Engineering and Performance 9 (2000), S.649-655.
- KUR06 Kurlov, A.S.; Gusev, A.I.: Tungsten Carbides and W-C Phase Diagram. In: Inorganic Materials 42 (2006), S. 121-127.
- KUS02 Kusano, K.; Watanabe, H.: Recent trends in development of high-efficiency TIG welding; high-deposition TIG welding and ultranarrow-gap TIG welding. In: Welding International 16 (2002), S. 986-991.
- LAN01 Lange, G.: Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle. Wiley-VCH, 2001.

- LAU15 Lau, L.: Einsatz eines randzonenaufgekohlten Wolframschmelzkarbids zum schweißtechnischen Panzern hochverschleißbeanspruchter Oberflächen, TU Clausthal, Dissertation, 2015.
- LEB87 Lebaili, S.; Hamar-Thibault, S.: Equilibres liquid-solide dans le système Ni-B-Si dans la région riche en nickel. In: *Acta Metallurgica* 35 (1987), S. 701-710.
- LEB88 Lebaili, S.; Durand-Charre, M.; Hamar-Thibault, S.: The metallurgical structure of as-solidified Ni-Cr-B-Si-C- hardfacing alloys. In: *Journal of Materials Science* 23 (1988), S. 3603-3611.
- LI11 Li, L.J.; Bin Gui, C.: Effect of dissolving of WC/W₂C on the interface microstructure of iron matrix hardfacing alloys. In: *Advanced Materials Research* 306–307 (2011), S. 819-822.
- LIE76 Lieneweg, F.: *Handbuch der techn. Temperaturmessung*. Vieweg & Sohn, 1976
- LIM98 Lim, L.C.; Ming, Q.; Chen, Z.D.: Microstructures of laser-clad nickel-based hardfacing alloys. In: *Surface and Coatings Technology* 106 (1998), S. 183-192.
- LIU12 Liu, D.; Liu, R.; Wei, Y.: Effects of titanium additive on microstructure and wear performance of iron-based slag-free self-shielded flux-cored wire. In: *Surface and Coatings Technology* 207 (2012), S. 579-586.
- LIY12 Liyanage, T.; Fisher, G.; Gerlich, A.P.: Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni-WC overlays using different Ni-alloy chemistries. In: *Wear* 274-275 (2012), S. 345-354.
- LLI92 Lee, B.J.; Lee, D.N.: A thermodynamic evaluation of the Fe-Cr-V-C system. In: *Journal of Phase Equilibria* 13 (1992), S. 349-364.
- LOW11 Lowke, J.J.: Globular and Spray Transfer in MIG Welding. In: *Welding in the World* 55 (2011).
- MAN64 Manz, A.F.: Consumable electrode arcless electric working. US Patent 3122629 A, 1964.
- MAN77 Manz, A.F.: Hot wire welding and surfacing techniques. Bulletin WRC 223 des Welding Research Council, 1977.
- MAT08 Matthes, K.-J.; Richter, E.: *Schweißtechnik. Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*. Hanser, 2008.
- MEN14 Mendez, F.M.; Barnes, N.; Bell, K.; Borle, S.D.; Gajapathi, S.S.; Guest, S.D.; Izadi, H.; Gol, A.K.; Wood, G.: Welding processes for wear resistant overlays. In: *Journal of Manufacturing Processes* 16 (2014), S. 4-25.
- MET15 Metz, A.: Untersuchungen zum AC-Heißdraht unterstützten WIG-Auftragsschweißen von Hartauftragungen. Bachelorarbeit, TU Ilmenau, 2015.

- MIN98 Ming, Q.; Lim, L.C.; Chen, Z.D.: Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys. In: Surface and Coatings Technology 106 (1998), S. 174-182.
- MOO75 Moore, M.A.: The abrasive wear resistance of surface coatings. In: Journal of Agricultural Engineering Research 20 (1975), S. 167-179.
- MÜH15 Persönliches Gespräch mit Dr. H. Mühlbauer, Welding Alloys Deutschland GmbH, 2015.
- NAG95 Nagarathnam, K.; Komvopoulos, K.: Microstructural and microhardness characteristics of laser-synthesized Fe-Cr-W-C coatings. In: Metallurgical and Materials Transactions 26A (1995), S. 2131-2139.
- NEF98 Nefedov, B.B.; Lyalyakin, V.P.: Developing of plasma welding and surfacing. In: Welding International 12 (1998), S. 736-741.
- NEU14 Neu, M.: Elektrische Temperaturmessung mit Thermoelementen und Widerstandsthermometern. Fachbeitrag der Jumo GmbH & Co. KG, Fulda, 2014.
- NI13 Ni, J.; Gao, H.M.: Influence of preheated wire on GMAW Process. In: Advanced Materials Research 668 (2013), S. 538-542.
- NIS93 Nishida, M.; Araki, T.; Fujita, H.: Effect of TiC-Cr₃C₂ particles content on abrasive resistance of Co-base overlay weld alloy. In: Transactions of the Japan Welding Society 24 (1993), S. 107-112.
- NÖL03 Nölte, J.: ICP Emissionsspektrometrie für Praktiker. Wiley-VCH, 2003.
- OET05 Schumann, H.; Oettel, H.: Metallographie. Wiley-VCH, 2005.
- OLS92 Olson, D.L.; Cross, C.E.: Friction and Wear in the Mining and Mineral Industries. In: ASM Handbook 18 (1992), S. 649-655.
- OTT07 Ottonello, G.B.: Tungsten carbides and welding. In: Welding International 21 (2007), S. 569-583.
- PAL11 Pal, K.; Pal, S.K.: Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: A review. In: Journal of Materials Engineering 20 (2011), S. 918-931.
- PAY03 Payling, R.; Nelis T.: Glow discharge optimal emission spectroscopy. A practical guide. RSC Analytical Spectroscopy Series, 2003.
- PET94 Petzow, G.: Metallographisches, keramographisches und plastographisches Ätzen. Materialkundlich-Technische Reihe 1, Bornträger, 1994.
- PHA13 Phaoniam, R.; Shinozaki, K.; Yamamoto, M.; Kadoi, K.; Tsuchiya, S.; Nishijima, A.: Development of a highly efficient hot-wire laser hybrid process for narrow-gap welding – welding phenomena and their adequate conditions. In: Welding in the World 57 (2013), S. 607-613.

- PIC11 Pickin, C.G.; Williams, S.W.; Lunt, M.: Characterization of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding. In: Journal of Materials Processing Technology 211 (2011), S.496-502.
- POL09 Polak, R.; Ilo, S.; Badisch, E.: Relation between interparticle distance (LIPD) and abrasion in multiphase matrix-carbide materials. In: Tribology Letters 33 (2009), S. 29-35.
- POR67 Portnoi, K.I.; Romashov, V.M.; Chubarov, V.M.; Levinskaya, M.K.; Salibekov, S.E.: Phase diagram of the system nickel-boron. In: Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics 6 (1967), S. 99-103.
- QI11 Qi, X.; Jia, Z.; Yang, Q.; Yang, Y.: Effects of vanadium additive on structure property and tribological performance of high chromium cast iron hardfacing metal. In: Surface and Corrosion Technology 205 (2011), S. 5510-5514.
- QIN10 Wang, Q.; Li, X.: Effects of Nb, V and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys. In: Welding Journal 89 (2010), S. 133-139.
- REH17 www.rehart.de, Abruf: 29. März 2017.
- REI08 Reisingen, U.; Diltthey, U.; Aretov, I.: SAW cold wire technology - economic alternative for joining hot crack sensitive nickel-base alloys. In: Hot Cracking Phenomena in Welds 2 (2008), S. 215-237.
- REIN13 Reinaldo, P.R.; D'Oliveira, A.S.C.M.: NiCrSiB coatings deposited by plasma transferred arc on different steel substrates. In: Journal of Materials Engineering and Performance 22 (2013), S. 590-597.
- REIT04 Reiter, R.; Schreiber, F.; Wernicke, K.: Verschleißigenschaften von Wolframkarbid-Hartlegierungen. In: Tagungsband zum 7. Werkstofftechnischen Kolloquium, Chemnitz, 2004.
- RIE15 Rieg, F.: Schweißen für Hobbyschlosser und Oldtimerfans. Shaker, 2015.
- RIO08 Gómez-del Rio, T.; Garrido, M.A.; Fernandes, J.E.; Cadenas, M.; Rodriguez, J.: Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings. In: Journal of Materials Processing Technology 204 (2008), S.304-312.
- ROS12 Rose, S.; Springhetti, D.; Schnick, M.; Füßel, U.; Hübner, M.: MSG-Tandemschweißen mit Zusatzdraht zur Minderung des Abbrandes von Legierungselementen und gleichzeitiger Erhöhung der Abschmelzeffizienz. In: Tagungsband zur Großen Schweißtechnischen Tagung, Saarbrücken, 2012.

- ROS17 Rosenberger, M.; Zhang, C.; Günther, K.; Bergmann J.P.; Notni, G.: Automated fused tungsten carbide detection in weld pool. In: Tagungsband zur 3. Internationalen Konferenz “Optical Characterization of Materials”, Karlsruhe, 2017.
- ROV14 Rovatti, L.; Lemke, J.N.; Lecis, N.; Stejskal, O.; Vedani, M.: Effect of dilution on microstructure and wear resistance of a Fe-based hardfacing alloy with a high amount of carbide-forming elements. Fachbeitrag zum Europäischen Symposium Friction, Wear and Wear Protection, Karlsruhe, 2014.
- SAB11 Sabet, H.; Khierandish, S.; Mirdamadi, S.: The microstructure and abrasive wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys with the composition of hypoeutectic, eutectic and hypereutectic at Cr/C=6. In: Tribology Letters 44 (2011), S.237-245.
- SAP04 Sapate, S.G.; Rama Rao, A.V.: Effect of carbide volume fraction on erosive wear behaviour of hardfacing cast irons. In: Wear 256 (2004), S. 774-786.
- SDN11 Sudnik, W.: Arc Welding. Intech, 2011.
- SEV14 Persönliche Mitteilung von Dr. A. Sevim, Eipa GmbH, 2014.
- SEV16 Persönliche Mitteilung von Dr. A. Sevim, Eipa GmbH, 2016.
- SEW88 N.N.: Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088-2: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle – Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen; Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zur Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1993.
- SHA12 Sharma, S.: Wear study of Ni-WC composite coating modified with CeO₂. In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology 61 (2012), S. 889-900.
- SHI09 Shinozaki, K.; Yamamoto, M.; Nagamitsu, Y.; Uchida, T.; Mitsuhata, K.; Nagashima, T.; Kanazawa, T.; Arashin, H.: Melting phenomenon during ultra-high-speed GTA welding method using pulse-heated hot wire. In: Quaterly Journal of the Japan Welding Society 27 (2009), S. 22-26.
- SHI11 Shinozaki, K.; Yamamoto, M.; Mitsuhata, K.; Nagashima, T.; Kanazawa, T.; Arashin, H.: Bead formation and hot wire temperature distribution during ultra-high-speed GTA welding using pulse-heated hot-wire. In: Welding in the World 55 (2011), S. 12-18.
- SHL85 Schellhase, M.: Der Schweißlichtbogen – ein technologisches Werkzeug. VED Verlag Technik, Berlin, 1985.
- SHN05 Schnick, T.; Schreiber, F.; Wenz, T.: Verschleißschutz durch Fülldraht- und Plasma-Pulver-Auftragschweißen. In: Tagungsband zum 8. Werkstofftechnischen Kolloquium, Chemnitz, 2005.

- SHR00 Schreiber, F.; Wolfram-Schmelzkarbid im Verschleißschutz: Besonderheiten bei der schweißtechnischen Verarbeitung und Qualitätssicherung. Fachartikel der Durum Verschleißschutz GmbH, 2000.
- SIE12 Siewert, E.; Schein, J.; Kozakov, R.; Gött, G.; Uhrlandt, D.; Weltmann, K.-D.: Experimental analysis of the material transfer in GMAW. In: DVS-Bericht 281 Physics and capabilities of gas metal arc welding, 2012.
- SIE14 Siewert, E.: Experimentelle Analyse des Elektrodenwerkstoffübergangs beim Metallschutzgasschweißen mit gepulstem Schweißstrom, Universität der Bundeswehr München, Dissertation, 2014.
- SO05 Schumann, H.; Oettel, H.: Metallographie. Wiley-VCH, 2005.
- SOM14 Sommer, K.; Heinz, R.; Schöfer, J.: Verschleiß metallischer Werkstoffe – Erscheinungsformen sicher beurteilen. Springer, 2014.
- SOR13 Sorour, A.A.; Chromik, R.R.; Gauvin, R.; Jung, I.-H.; Brochu, M.: Understanding the solidification and microstructure evolution during CSC-MIG welding of Fe-Cr-B-based alloy. In: Materials Characterization 86 (2013), S. 127-138.
- SPI09 Spieß, L.; Teichert, G.; Schwarzer, R.; Behnken, H.; Genzel, C.: Moderne Röntgenbeugung, Vieweg und Teubner, 2009.
- STA12 Stark, R.: Einsatz geregelt gepulster Lichtbögen zur Beeinflussung der Schmelzbaderstarrung bei Lichtbogenfügeprozessen. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 15.870BG, Berlin, 2012.
- SÜL12 Süleymanov, N.; Bartout, D.; Stark, R.: Application of controlled pulsed arcs for influencing the weld pool solidification in arc welding processes. In: DVS-Bericht 281 Physics and capabilities of gas metal arc welding, Düsseldorf, 2012.
- SU97 Su, Y.L.; Chen, K.Y.: Effect of alloy addition on wear resistance of nickel based hardfacing. In: Welding Journal (1997), S. 143-150.
- SUC15 Suchodoll D.: Laborprüfstand für Verschleißuntersuchungen. Präsentation der Power Frechen GmbH, Frechen, 2015.
- SUC16 Persönliche Mitteilung durch Herrn Suchodoll während der FA 3-Sitzung „Lichtbogenschweißen“ des Deutschen Verbandes für Schweißtechnik am 06.04.2016.
- SUD08 Sudha, C.; Shankar, P.; Subba Rao, R.V.; Thirumurugesan, R.; Vikayalakshmi, M.; Raj, B.: Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni-Cr-Si-B alloy on AISI 304L stainless steel. In: Surface and Coatings Technology 202 (2008), S.2103-2112.

- TES15 Tessin, F.: Gasgeschützte Fülldrähte für allgemeine Baustähle, Eigenschaften und Anwendungen. ESAB Informationsbroschüre, 2015.
- TEU02 Teupke, S.E.: Entwicklung vanadinkarbidhaltiger Schweißzusätze auf Eisenbasis für den Schutz gegen komplexe Beanspruchungen, TU Clausthal, Dissertation, 2002.
- TOB05 Tobar, M.J.; Alvarez, C.; Amado, J.M.; Rodriguez, G.; Yanez, A.: Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi-WC coatings on stainless steel. In: Surface and Coatings Technology 200 (2006), S. 6313-6317.
- TOK01 Tokunaga, T.; Nishio, K.; Hasebe, M.: Thermodynamic study of phase equilibria in the Ni-Si-B system. In: Journal of Phase Equilibria 22 (2001), S. 291-299.
- TOK03 Tokunaga, T.; Nishio, K.; Ohtani, H.; Hasebe, M.: Phase equilibria in the Ni-Si-B system. In: Materials Transactions 44 (2003), S. 1651-1654.
- TSU14-1 Tsuyama, T.; Yuda, M.; Nakai, K.: Effects of hot wire on mechanical properties of weld metal using gas-shielded arc welding with CO₂ gas. In: Welding in the World 58 (2014), S. 77-83.
- TSU14-2 Tsuyama, T.; Nakai, K.; Tsuji, T.: Development of submerged arc welding method using hot wire. In: Welding in the World 58 (2014), S. 713-718.
- UEG87 Ueguri, S.; Tabata, Y.; Shimizu, T.; Mizuno, T.: Control of deposition rates in hot wire TIG welding. In: Welding International 1 (1987), S. 736-742.
- UET86 Uetz, H.: abrasion und Erosion. Hauser, 1986.
- UEY15 Ueyama, T.: Trends in der Entwicklung von Schutzgasschweißgeräten in Japan. In: Schweissen und Schneiden 67 (2015), S. 610-617.
- VDI4473 N.N.: VDI-Richtlinie 4473: Abrasionsverschleißprüfstand für Komponenten von Schüttgutförderanlagen – Verschleißtopfverfahren (Entwurf). April 2017.
- VES12 Vespa, P.; Pinard, P.T.; Gauvin, R.; Brochu, M.: Analysis of WC/Ni-based coatings deposited by controlled short-circuit MIG welding. In: Journal of Materials Engineering and Performance 21 (2012), S.865-876.
- WA14 N.N.: Technisches Datenblatt - Hardface HC-O. Welding Alloys GmbH, 2014.
- WAN04 Wang, G.; Huang, P.G.; Zhang, Y.M.: Numerical Analysis of metal transfer in gas metal arc welding under modified pulsed current conditions. In: Metallurgical and Material Transactions 35B (2004), S. 857-866.
- WEG08 Weglowski, M.; Huang, Y.; Zhang, Y.M.: Effect of welding current on metal transfer in GMAW. In: Archives of Materials Science and Engineering 33 (2008), S. 49-56.

- WES12-1 Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.: Definierte Verstärkung von Eisenbasishartlegierungen mit Wolframschmelzkarbid zum effektiven Verschleißschutz. In: Tagungsband zur Großen Schweißtechnischen Tagung, Saarbrücken, 2012.
- WES12-2 Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.: Neue Eisenbasispseudolegierungen mit Wolframschmelzkarbid zum Schutz vor schwerer Abrasivbeanspruchung. In: Tagungsband zur 9. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, Halle (Saale), 2012.
- WES12-3 Wesling, V.; Reiter, R.; Echtermeyer, P.: Einsatz von Fülldrahtelektroden in Kombination mit geregelten Kurzlichtbogenprozessen zur Herstellung von Panzerungen zum Schutz vor abrasiver Beanspruchung. In: Tagungsband zur Großen Schweißtechnischen Tagung, Saarbrücken, 2012.
- WES13 Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.; Burchards, D.; Weber, F.: Laserstrahlbeschichten mit eisenbasierten (Pseudo-)Legierungen zum Schutz verschleißbeanspruchter werkzeugkanten und technischer Messer. In: Tagungsband zur Großen Schweißtechnischen Tagung, Essen, 2013.
- WEY14 Persönliche Mitteilung von Hrn. Weygandt, Weygandt Schweißtechnik GmbH, 2014.
- WIE16 Wiecezrak, K.; Bala, P.; Stepien, M.; Cios, G.; Koziel, T.: Formation of eutectic carbides in Fe-Cr-Mo-C alloy during non-equilibrium crystallization. In: Materials and Design 94 (2016), S. 61-68.
- WIE17 Wiecezrak, K.; Bala, P.; Dziurka, R.; Tokarski, T.; Cios, G.; Koziel, T.; Gondek, L.: The effect of temperature on the evolution of eutectic carbides and $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ carbides reaction in the rapidly solidified Fe-Cr-C alloy. In: Journal of Alloys and Compounds 698 (2017), S. 673-684.
- WIL06 Wilden, J.; Bergmann, J.P.: Cladding with new short arc devices. Tagungsband zur ITSC, Seattle, USA, 2006.
- WIL08 Wilden, J.; Jahn, S.; Reich, S.; Dal-Canton, S.: Cladding of aluminium substrates with iron based wear resistant materials using controlled short arc technology. In: Surface and Coatings Technology 202 (2008), S. 4509-4514.
- WIL11 Wilden, J.: Auftragschweißen von nanokristallin erstarrenden Eisenbasiswerkstoffen auf Aluminiumsubstraten mittels geregelter Kurzlichtbogentechnik. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 15859N, Berlin, 2011.
- WNG05 Wang, X.H.; Zou, Z.D.; Qu, S.Y.; Song, S.L.: Microstructure and properties of the TiC/Fe-based alloy hardfacing layers. In: Journal of Materials Science 40 (2005), S.3629-3633.

- WNG06 Wang, X.H.; Zou, Z.D.; Qu, S.Y.: Microstructure of Fe-based alloy hardfacing coating reinforced by TiC-VC particles. In: Journal of Iron and Steel Research International 13 (2006), S.51-55.
- WOL10 Wolfe, T.B.B.: Homogeneity of metal matrix composites deposited by plasma transferred arc welding, University of Alberta, Dissertation, 2010.
- WU04 Wu, P.; Du, H.M.; Chen, X.L.; Li, Z.Q.; Bai, H.L.; Jiang, E.Y.: Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings. In: Wear 257 (2004), S. 142-147.
- WU08 Wu, C.-S.; Zou, D.G.; Gao, J.J.: Determining the critical transition current for metal transfer in gas metal arc welding (GMAW). In: Frontiers of Material Research in China 2 (2008), S. 397-401.
- YAN11 Yang, G.; Song, W.; Ma, Y.; Ku, J.; Hao, Y.; Li, Y.; Wang, H.: Microstructure of Ni/WC surface composite laser on gray iron substrate. In: Journal of Wuhan University of Technology-Material Science 26 (2011), S. 861-866.
- ZHO12 Zhou, Y.F.; Yang, Y.L.; Li, D.; Yang, J.; Jiang, Y.W.; Ren, X.J.; Yang, Q.X.: Effect of titanium content on microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing layers. In: Welding Journal 91 (2012), S. 229-236.

9 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Darstellung ausgewählter Beschichtungsverfahren für den Verschleißschutz mit typischen Anwendungsgebieten und Schichtdicken [FAH03, KRU10, REH17].	1
Abbildung 2: Untergliederung der tribologischen Beanspruchung nach der Art der Wechselwirkung, den Hauptverschleißmechanismen und deren Kombination in Abhängigkeit der Verschleißart. Für die unterschiedlichen Verschleißarten sind Praxisbeispiele aufgeführt (in Anlehnung an [CZI10, SOM14]).	3
Abbildung 3: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Abtragmechanismen Mikropflügen und Mikrospanen sowie deren Kombination (nach [BHU01, HOK88]).	4
Abbildung 4: Einfluss der Abrasivkornhärte auf den Abrasivverschleiß bei homogenen ($C85\ H$) und heterogenen Werkstoffen mit eingelagerten Hartphasen ($X210\ Cr12\ H$) (in Anlehnung an [SOM14]).	5
Abbildung 5: Einfluss der mittleren freien Weglänge λ_{MFW} und des Abrasivkorndurchmessers $d_{Abrasive}$ (SiO_2) auf den abrasiven Verschleißwiderstand (in Form des Masseverlustes) am Beispiel von Stellite 6 mit eingelagerten Cr_3C_2 bzw. TiC Hartphasen (schematische Darstellung der Ergebnisse von [NIS93]).	7
Abbildung 6: Bruchzähigkeit K_{IC} von ausgewählten Hartphasen und Abrasiv, ermittelt mittels Mikroindentation bei Raumtemperatur (nach [BRN98]).	8
Abbildung 7: Einfluss des Anteils an Karbidbildnern auf das Ausscheidungsverhalten von $FeCrC$ -Hartlegierungen (schematische Darstellung abgeleitet von [BRN98]).	9
Abbildung 8: Erhöhung des Karbidanteils in der ersten Schweißlage durch Variation des C-Anteils (links: 3,73 Gew.-%; rechts: 4,85 Gew.-%) bei einer $FeCrC$ -Legierung mit 27 Gew.-% Cr (nach [CHA10-2]).	11
Abbildung 9: Darstellung des Zustandsdiagramms $W-C$ (links, [KUR06]) und die sich ergebende lamellenartige WSC -Morphologie bestehend aus W_2C und WC (rechts) (nach [JUS10]).	12
Abbildung 10: Nach Choi et al. beruht die WSC -Zersetzung auf der selektiven Auflösung von W_2C , gefolgt von der epitaktischen Erstarrung von WC , welches sich aus der Schmelze ausscheidet [CHO11].	14
Abbildung 11: Auswahl industriell relevanter Lichtbogenschweißverfahren zum Auftragschweißen (in Anlehnung an [MAT08]).	15
Abbildung 12: Schematische Darstellung des Plasma-Pulver(PTA)-Auftragschweißens. Die Zuführung der temperaturempfindlichen WSC in das Schmelzbad erfolgt hinter dem Lichtbogen.	16
Abbildung 13: Beeinflussung des WSC -Anteils und der WSC -Zersetzung durch Variation der Schweißstromstärke bei konstanter Pulverfördertrate beim PTA -Auftragschweißen [KAT11].	17
Abbildung 14: Schematische Darstellung des Metall-Schutzgas-Schweißens (MSG).	18

Abbildung 15: Schematische Darstellung der auf die Drahtelektrode wirkenden Kräfte beim MSG-Schweißen (links) [SIE14] und Einteilung der unterschiedlichen Werkstoffübergänge in Abhängigkeit von Schweißstrom I_{MSG} und Schweißspannung U_{MSG} (rechts) (in Anlehnung an [Ior08]).....	19
Abbildung 16: Darstellung ausgewählter Lichtbogenarten und deren charakteristischer Werkstoffübergang; Schweißzusatzwerkstoff: ER70S-6 (\varnothing 1,2 mm), Schutzgas: Ar mit 15 % CO_2 [ALB17].	20
Abbildung 17: Zersetzung der WSC in einer NiBSi-Matrix in Abhängigkeit der Prozessparameter beim MSG-Auftragschweißen (\varnothing 1,6 mm) [CHO11].	23
Abbildung 18: Mögliche Quantifizierung des Einflusses des Aufschmelzgrades, der WSC-Verweilzeit im Schmelzbad und des Werkstoffübergangs auf die WSC-Zersetzung mit Hilfe eines Kennwertes.....	24
Abbildung 19: Schematische Darstellung der auf den Lichtbogen wirkenden Lorenzkraft F_L in Abhängigkeit des Stromflusses v und des magnetischen Feldes B [GÜN13].....	27
Abbildung 20: Lichtbogenauslenkung und erschwerte Tropenablösung beim DC-Heißdraht unterstützten MSG-Auftragschweißen von Ni-WSC-Fülldraht [GÜN13].....	28
Abbildung 21: Entwicklung des Hartphasenanteils durch die Zuführung eines zusätzlichen Heißdrahtes beim MSG-Auftragschweißen von Ni-WSC-Fülldraht [HÄS15].....	29
Abbildung 22: Versuchsaufbau für das flächige Auftragschweißen, welches mit einem Roboter „KUKA KR150-S“ umgesetzt wurde.	34
Abbildung 23: Darstellung der Brenner- und Düsenanordnung beim Heißdraht unterstützten MSG-Auftragschweißen (links). Bei einer freien Heißdrahtlänge l_{HD} von 43 mm wurde die Positionierung des Heißdrahtes durch einen Aufsatz gewährleistet (rechts).	35
Abbildung 24: Vorgehensweise bei der Messung der Schmelzbadlänge L_S mit Hilfe von HG-Aufnahmen.	37
Abbildung 25: Messvorrichtung zur berührenden Temperaturmessung (unten) und schematische Darstellung der Eintauchposition der Thermodrähte (oben).	38
Abbildung 26: Definition von Aufschmelzgrad A und Nahtanbindungswinkel α_M	41
Abbildung 27: Darstellung der Software zur Detektion von Hartphasen in einer Auftragschweißung.....	42
Abbildung 28: Darstellung von Ni-WSC-MMC im Querschliff vor (oben) und nach (unten) der Bildbearbeitung. Durch das Anätzen des Querschliffs konnten WSC gezielt detektiert werden.	43
Abbildung 29: Methodik zur Ermittlung des Primärkarbidanteils von FeCrC-Auftragschweißungen, ausgehend von mehreren Bildsegmenten über die Schichthöhe.....	43
Abbildung 30: Ermittelte Messabweichung bei der Detektion der Hartphasen am Beispiel von Wolframschmelzkarbid in einer Ni-WSC-Auftragschweißung.....	44
Abbildung 31: Positionierung der Messpunkte bei der RFA-Analyse. Der Sportdurchmesser betrug 1 mm. Der Überlapp der Messpunkte lag in der Regel bei 0,5 mm.....	45

Abbildung 32: Darstellung des Verschleißtopfstests der RWE AG in Frechen. Drei Proben werden in einem dafür vorgesehenen Stempel fixiert und in einem mit Schüttgut gefüllten Verschleißtopf einer abrasiven Verschleißbeanspruchung ausgesetzt [SUC15].	47
Abbildung 33: Separate Zuführung der Hartphasen über den MSG-Draht (links) und Heißdraht (rechts) zur Untersuchung des WSC-Zersetzungsverhaltens.	50
Abbildung 34: Beeinflussung von Lichtbogen und Tropfenübergang durch den Einsatz eines zusätzlichen Heißdrahtes. Als Folge des wirkenden Magnetfeldes wird der Lichtbogen zum Heißdraht hin ausgelenkt und die Tropfenablösung erschwert. Die freie Heißdrahtlänge l_{HD} beträgt 11 mm.	52
Abbildung 35: Einfluss der Heißdrahtlänge l_{HD} auf die Oberflächentemperatur eines FeCrC-Fülldrahtes im Messpunkt P. Die Messungen erfolgten qualitativ mittels IR-Kamera bei einem globalen Emissionskoeffizienten ε von 1. Die Messungen bilden keine Absoluttemperaturen ab.	53
Abbildung 36: Einfluss der Heißdrahtlänge l_{HD} auf die Kurzschlussfrequenz. Der Ausgangsprozess ($v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 28 \text{ V}$) erfolgte im nahezu kurzschlussfreien Globulartransfer.	54
Abbildung 37: Beeinflussung des Werkstoffübergangs in Abhängigkeit des MSG-Drahtvorschubs v_{MSG} bei einem Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 (Fe-WSC-Fülldraht, $\varnothing 1,2 \text{ mm}$, Heißdrahtlänge $l_{HD} = 43 \text{ mm}$).	55
Abbildung 38: Beeinflussung der Kurzschlussfrequenz in Abhängigkeit des MSG-Drahtvorschubs v_{MSG} bei einem Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} von 1 (Ni-WSC-Fülldraht, $\varnothing 1,2 \text{ mm}$, Heißdrahtlänge $l_{HD} = 20 \text{ mm}$).	56
Abbildung 39: Veränderung der Prozessleistung in Abhängigkeit des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} , bezogen auf einen Gesamtdrahtvorschub v_{MSG+HD} von 10 m/min für die Fülldrähte Ni-WSC und FeCrC. Die verwendeten MSG-Prozessparameter (Globulartransfer) sind Tabelle 10 zu entnehmen.	57
Abbildung 40: Darstellung der Heißdrahtleistung in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} für FeCrC-Fülldraht. Die untersuchten Schweißparameter entsprechen Tabelle 8 und 10.	58
Abbildung 41: Gegenüberstellung von Prozessleistung P_{MSG+HD} und massebezogener Streckenenergie E_M am Beispiel einer Ni-WSC-Auftragschweißung unter Variation des Heißdrahtvorschubes v_{HD} .	59
Abbildung 42: Im Vergleich zum MSG-Ausgangsprozess führt die Materialeinbringung über den Heißdraht zu einem Anstieg der Schmelzbadlänge L_S , was mit HG-Aufnahmen nachgewiesen wurde.	60
Abbildung 43: Mittels Thermoelement ermittelter T-t-Verlauf während der Schmelzbaderstarrung beim reinen MSG-Prozess und MSG-HD-Verfahren. Durch den Heißdraht werden die maximalen Schmelzbadtemperaturen verringert.	61
Abbildung 44: Tropfenübergang eines FeCrC-Fülldrahtes ($\varnothing 1,2 \text{ mm}$) im Open-Arc-Verfahren (oben) und mit zusätzlichem Schutzgas ArHe30 (unten). Beim Open-Arc-Verfahren kommt es zu einem kurzschlussbehafteten Werkstoffübergang im Langlichtbogen. Mit Hilfe von Ar-Basis-Schutzgas erfolgt bei gleichen Schweißparametern der Tropfenübergang im Globulartansfer.	63

Abbildung 45: Gegenüberstellung von Open-Arc und MSG-Verfahren unter Berücksichtigung des Einbrandverhaltens und Aufschmelzgrades (<i>FeCrC</i> -Fülldraht, $v_s = 300 \text{ mm/min}$).....	64
Abbildung 46: Einfluss des Heißdrahtes auf den Nahtanbindungswinkel und Aufschmelzgrad beim MSG-HD-Verfahren. Variiert wurde das Verhältnis v_{MSG}/v_{HD} für $v_{MSG+HD}=10 \text{ m/min}$ ($v_s=300 \text{ mm/min}$). Der vorlaufende MSG-Prozess wird separat betrachtet. Die MSG-Parameter sind in Tabelle 10 aufgeführt.....	65
Abbildung 47: Vorhersage der Nahtgeometrie in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} für <i>FeCrC</i> -Fülldraht. Die untersuchten Schweißparameter sind Tabelle 8 und 10 zu entnehmen.....	66
Abbildung 48: Darstellung der massebezogenen Streckenenergie E_M in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} . Der Verlauf korreliert mit dem Aufschmelzgrad in Abbildung 47.....	66
Abbildung 49: Korrelation zwischen der Erstarrungsstruktur, dem Aufschmelzgrad und dem Verhältnis der Drahtvorschubgeschwindigkeiten v_{MSG}/v_{HD}	67
Abbildung 50: Ausbildung des Gefüges bzw. der Mikrostruktur in Abhängigkeit des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} und des Aufschmelzgrades.....	68
Abbildung 51: Raupenausbildung und Mikrostruktur für unterschiedliche Abschmelzleistungen unter Verwendung der Verhältnisse v_{MSG}/v_{HD} von 5/5, 7/7 und 9/9.....	69
Abbildung 52: Korrelation zwischen der Makrohärte <i>HV10</i> und dem Primärkarbidanteil in Abhängigkeit des Aufschmelzgrades beim MSG-HD-Verfahren.....	70
Abbildung 53: Darstellung der mittels GD-OES detektierten C- und Cr-Anteile und des Cr/C-Äquivalentes in Abhängigkeit des Aufschmelzgrades <i>A</i> (<i>FeCrC</i> -Fülldraht, $\varnothing 1,2 \text{ mm}$).....	71
Abbildung 54: Einfluss eines zusätzlichen Heißdrahtes auf die makroskopischen Nahtmerkmale der Hartlegierung <i>FeV12</i> . Im Vergleich zum konventionellen MSG-Prozess wird der Aufschmelzgrad <i>A</i> von ca. 33 auf 6 % reduziert und die Abschmelzleistung verdoppelt.....	72
Abbildung 55: Einfluss des zusätzlichen Heißdrahtes auf die Mikrostruktur der Legierung <i>FeV12</i> . Ausgehend vom konventionellen MSG-Prozess nimmt der prozentuale Flächentanteil an primärem (1) und eutektischem (2) Vanadiumkarbid (<i>VC</i> -Anteil) sowie an Cr-reichen, eutektischen Mischkarbiden (3) zu.....	73
Abbildung 56: Wirkung eines zusätzlichen Heißdrahtes auf die chemische Zusammensetzung (<i>Fe</i> , <i>Cr</i> , <i>V</i>) einer einlagigen <i>FeV12</i> -Auftragschweißung (Untersuchung erfolgte mittels RFA-Analyse).	74
Abbildung 57: Vergleich der Mikrostruktur zwischen einer einlagigen MSG-HD-Auftragschweißung ($v_{MSG}=5 \text{ m/min}$, $v_{HD}=5 \text{ m/min}$, links) und einer dreilagigen MSG-Schweißung ($v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, rechts).....	74
Abbildung 58: Bildung vermehrt sternförmiger, primärer Vanadiumkarbide beim MSG-HD-Prozess durch Zusammenwachsen einzelnen <i>VC</i> -Ausscheidungen ($v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$).....	75

Abbildung 59: Repräsentative Darstellung der auftretenden Ausscheidungen und Zersetzungsprodukte als Folge der <i>WSC</i> -Zersetzung. Die Charakteristik und Vielzahl der festgestellten Ausscheidungen ist von der Höhe des Aufschmelzgrades <i>A</i> abhängig.	77
Abbildung 60: <i>EDS</i> -Analyse und Zuordnung der im untersuchten <i>Ni-WSC</i> -System auftretenden Ausscheidungen (<i>MSG</i> -Prozessparameter: $v_{MSG} = 6 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 30 \text{ V}$, $v_s = 60 \text{ mm/min}$).	78
Abbildung 61: Ergebnis der röntgendiffraktometrischen Untersuchung einer <i>NiBSi</i> -Legierung mit <i>WC</i> -Ausscheidungen (3), (vgl. Abbildung 59 und 60).	79
Abbildung 62: Werkstoffübergang eines <i>Ni-WSC</i> -Fülldrahtes ($\varnothing 1,2 \text{ mm}$) im Kurzlichtbogen unmittelbar nach der Kurzschlussphase (links) und im Globulartransfer (rechts).	80
Abbildung 63: Schliffbild einer beginnenden Tropfenbildung im Kurzschluss mit darin eingelagerten <i>WSC</i> . <i>WC</i> -Zersetzungssaum und <i>WC</i> -Ausscheidungen weisen auf eine beginnende <i>WSC</i> -Auflösung hin.	81
Abbildung 64: Schliffbild einer beginnenden Tropfenbildung im Globulartransfer mit darin eingelagerten <i>WSC</i> . Im Vergleich zum Kurzlichtbogen fällt der Anteil des Zersetzungsproduktes <i>WC</i> höher aus.	81
Abbildung 65: Ermittelte Streckenenergien und Prozessleistungen in Abhängigkeit der in Tabelle 7 aufgeführten Prozessparameter zum <i>MSG</i> -Auftragschweißen von <i>Ni-WSC</i> -Fülldraht.	82
Abbildung 66: Einfluss der Schweißspannung U_{MSG} auf die Kurzschlussfrequenz für unterschiedliche Drahtvorschübe v_{MSG} . Der Übergang vom Kurzlichtbogen hin zum Globulartransfer erfolgt kontinuierlich.	83
Abbildung 67: Einfluss der Prozessparameter auf die <i>WSC</i> -Charakteristik von <i>Ni-WSC-MMC</i> . Die Prozessparameter sind Tabelle 7 zu entnehmen.	83
Abbildung 68: Verlauf des Aufschmelzgrades und <i>WSC</i> -Anteils in Abhängigkeit der Schweißspannung U_{MSG} für unterschiedliche Drahtvorschübe v_{MSG} . Zwischen Aufschmelzgrad und <i>WSC</i> -Anteil besteht eine unmittelbare Abhängigkeit.	84
Abbildung 69: Zusammenhang zwischen dem Hartphasenanteil und dem Aufschmelzgrad <i>A</i> (oben) sowie dem <i>Fe</i> -Anteil (ermittelt durch <i>RFA</i> -Analyse von <i>Fe</i> , <i>Ni</i> bzw. <i>W</i>) und dem Aufschmelzgrad (unten).	85
Abbildung 70: Russfarbene Beläge auf und neben der Auftragschweißung deuten auf Verluste durch Overspray beim <i>MSG</i> -Auftragschweißen hin.	86
Abbildung 71: Einfluss der Schweißspannung auf den mittels <i>RFA</i> -Analyse detektierten mittleren <i>W</i> -Anteil, bezogen auf die Elemente <i>Ni</i> und <i>W</i> für unterschiedliche Drahtvorschübe v_{MSG}	87
Abbildung 72: Beeinflussung von Aufschmelzgrad und Hartphasenverteilung durch die teilweise Übertragung der Materialeinbringung auf einen Heißdraht. Die Ergebnisse beziehen sich auf einen Gesamtdrahtvorschub von 10 m/min ($v_s = 300 \text{ mm/min}$) und den in Tabelle 8 und 10 aufgeführten Parametern.	88

Abbildung 73: Einfluss des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} auf den ($WSC+WC$)-Anteil. Mit zunehmendem Heißdrahtanteil nimmt der WSC -Anteil nur geringfügig zu. Die Zunahme des Hartphasenanteils ist vorrangig dem Zersetzungsprodukt WC geschuldet.....	89
Abbildung 74: Darstellung der WSC -Verteilung und des WSC -Anteils in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v_s . Durch den Heißdraht werden schwerkraftbedingte Seigerungen unterbunden.	90
Abbildung 75: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf den WSC -Anteil für unterschiedliche Drahtvorschubgeschwindigkeiten v_{MSG} und v_{HD} (die Schweißparameter beziehen sich auf Tabelle 9).....	91
Abbildung 76: WSC -Anteil in Abhängigkeit der WSC -Verweilzeit t_{WSC} im Schmelzbad, basierend auf den Prozessparametern gemäß Tabelle 9 und 10.....	91
Abbildung 77: Mittels IR -Kamera erkennbare Schmelzbadströmung. Durch die Zuführung von Heißdraht wird die Schmelzbadströmung modifiziert. Die Durchmischung der Schmelze wird hierdurch verbessert.....	92
Abbildung 78: Hartphasenverteilung bei separater und gemeinsamer Zuführung der WSC (schwarz) über MSG -Draht und Heißdraht ($MSG-HD$ -Parameter: $v_{MSG} = 8 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 8 \text{ m/min}$, $v_s = 480 \text{ mm/min}$).....	93
Abbildung 79: Darstellung der Hartphasenausbildung bei separater WSC -Zuführung über MSG -Draht (links) und Heißdraht (rechts) ($MSG-HD$ -Parameter: $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$).....	94
Abbildung 80: Vergleich der entstehenden WSC - und WC -Anteile in Abhängigkeit der Zuführbedingung ($MSG-HD$ -Parameter: $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$).	94
Abbildung 81: Beeinflussung der WSC -Agglomeration in Abhängigkeit des Drahtvorschubs v_{HD}	95
Abbildung 82: Zusammenhang zwischen der WSC -Verweilzeit innerhalb der freien Heißdrahtlänge l_{HD} und den auftretenden WSC -Agglomeraten in der Auftragschweißung. Es wurden die in Tabelle 9 aufgeführten Prozessparameter berücksichtigt.....	96
Abbildung 83: Zersetzungskennwert Z_{WSC} in Abhängigkeit des Aufschmelzgrades beim MSG -Prozess.....	99
Abbildung 84: Änderung des T - t -Régimes durch Variation von U_{MSG} ($v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_s = 300 \text{ mm/min}$). Die Temperaturmessung erfolgte gemäß Abbildung 25.....	99
Abbildung 85: Darstellung des Zersetzungskennwertes Z_{WSC} als Funktion des Fe -Anteils und der WSC -Verweilzeit t_{WSC} in der Schmelze für den MSG -Prozess.	100
Abbildung 86: Darstellung des Zersetzungskennwertes Z_{WSC} als Funktion der WSC -Verweilzeit t_{WSC} für den $MSG-HD$ -Prozess.	101
Abbildung 87: Vergleich des Zersetzungsverhaltens zwischen dem MSG - und dem $MSG-HD$ -Verfahren in Abhängigkeit des Fe -Anteils in der Schmelze und der WSC -Verweilzeit t_{WSC} im Schmelzbad.	102
Abbildung 88: Vergleich der ermittelten Zersetzungskennwerte Z_{WSC} des MSG - und $MSG-HD$ -Prozesses für Aufschmelzgrade $\leq 10 \%$	102

Abbildung 89: Einfluss der Schweißspannung U_{MSG} auf den WSC -Anteil beim MSG - HD -Verfahren (Parameter: $v_{MSG} = 5 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 5 \text{ m/min}$, $v_S = 300 \text{ mm/min}$). Unabhängig von den MSG -Parametern beträgt die Heißdrahtleistung P_{HD} zwischen 700 bis 750 W.....	103
Abbildung 90: Die Detektion von Matrix-Rückständen (Ni) zwischen Zersetzungssaum und WSC lässt eine ausscheidungsbedingte Bildung des WC -Zersetzungssaums annehmen.	104
Abbildung 91: Der Zersetzungsprozess wird durch ein selektives Auflösen des thermisch instabileren W_2C eingeleitet. Ausscheidungsvorgänge sind nicht erkennbar. Die Detektion der aufgeführten Elementanteile erfolgte mittels RFA	105
Abbildung 92: Eutektische Ausscheidung von WC sowohl in der Matrix als auch entlang der Grenzfläche zwischen dem verbliebenen WSC und der $NiBSi$ -Matrix. Das WSC wirkt als Impfkern, wodurch die Bildung des Zersetzungssaums eingeleitet wird.	105
Abbildung 93: Primärkarbidische Ausscheidung von WC mit zunehmendem Anteil an W und C in der Schmelze. Die Bildung des Zersetzungssaums erfolgt über eine epitaktische Erstarrung von WC	106
Abbildung 94: Gefüge einer mittels MSG - HD aufgetragenen Fe - WSC -Auftragschweißung mit einem Aufschmelzgrad von $A = 5,8 \pm 2,1 \%$. Parameter: $v_{MSG} = 10 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 10 \text{ m/min}$, $v_S = 600 \text{ mm/min}$	107
Abbildung 95: REM -Aufnahme eines WSC mit Zersetzungssaum in einer Fe - WSC -Auftragschweißung. EDS -Analyse primärkarbidisch und eutektisch erstarrender η -Karbid.	107
Abbildung 96: Einlagige $FeCrC$ -Auftragschweißungen unter Variation des Verhältnisses v_{MSG}/v_{HD} . Mit zunehmendem Heißdrahtanteil nehmen der Aufschmelzgrad ab und der Primärkarbidanteil zu. Die MSG -Prozessparameter sind Tabelle 10 zu entnehmen. Die Brennerpendelung erfolgte mit einer Frequenz von 1 Hertz und einer Amplitude von 3,5 mm.	109
Abbildung 97: Volumetrischer Verschleißwiderstand I/W_{VR} von $FeCrC$ -Hartlegierungen in Abhängigkeit des Drahtvorschubverhältnisses v_{MSG}/v_{HD} und Korrelation mit Primärkarbidanteil bzw. Härte $HV10$	110
Abbildung 98: Vergleich zwischen einer MSG - HD - (unten) und MSG -Auftragschweißung.	111
Abbildung 99: Volumetrischer Verschleißwiderstand I/W_{VR} der in Abbildung 98 dargestellten MSG -Auftragschweißung ($v_{MSG} = 4 \text{ m/min}$, $U_{MSG} = 20 \text{ V}$, $v_S = 240 \text{ mm/min}$) und MSG - HD -Auftragschweißung ($v_{MSG} = 10 \text{ m/min}$, $v_{HD} = 10 \text{ m/min}$, $v_S = 1000 \text{ mm/min}$).	111
Abbildung 100: Querschliff durch eine MSG - HD -Probe nach dem Verschleißtest. Der geringe Verschleißwiderstand ($I/W_{VR} = 3,6$) wird durch WSC -Agglomerate verursacht, welche sich bei geringeren Drahtvorschüben v_{HD} im Heißdraht bilden.	112
Abbildung 101: Mikrostruktur von MSG -Auftragschweißungen zweier unterschiedlicher Ni - WSC -MMC bei vergleichbaren Aufschmelzgraden. Links: $NiBSi$ -Matrix mit WSC ; Rechts: Ni -Matrix mit WSC	116

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Richtanalyse des Grundwerkstoffs <i>S355J2+N</i> nach <i>DIN EN 10025-2</i> [EN10025].	32
Tabelle 2: Chemische Analysenangaben des verwendeten <i>Ni-WSC</i> -Fülldrahtes [COF14].	32
Tabelle 3: Chemische Richtanalyse der <i>FeCrC</i> - und <i>FeV12</i> -Hartlegierung [COV14, WA14].	33
Tabelle 4: Schutzgas und Gasdurchfluss in Abhängigkeit des Schweißzusatzes (\varnothing 1,2 mm Fülldraht).	33
Tabelle 5: Verlauf der metallographischen Probenpräparation.	41
Tabelle 6: Mittels Monte-Carlo-Simulation ermittelter Wechselwirkungsbereich der angeregten Valenz-elektronen für relevante Elemente und Phasen bei einer Beschleunigungsspannung von 7 keV.	46
Tabelle 7: Versuchsmatrix zum <i>MSG</i> -Auftragschweißen von <i>Ni-WSC</i> -Fülldraht (\varnothing 1,2 mm).	48
Tabelle 8: Versuchsmatrix zum <i>MSG-HD</i> -Prozess unter Variation von v_{MSG} , v_{HD} und v_{MSG}/v_{HD}	49
Tabelle 9: Versuchsmatrix zum <i>MSG-HD</i> -Prozess für <i>Ni-WSC-MMC</i> unter Variation von v_s	49
Tabelle 10: Schweißspannungen U_{MSG} in Abhängigkeit des Werkstoffs und Drahtvorschubs v_{MSG} zur Einstellung eines kurzschlussarmen Globulartransfers bzw. Sprühlichtbogens. Als Schutzgas kam <i>ArCO₂</i> (<i>Ni-WSC</i> -Fülldraht, \varnothing 1,2 mm) und <i>ArHe30</i> (<i>FeCrC</i> -Fülldraht, \varnothing 1,2 mm) zur Anwendung.	50